

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Кузбасский государственный технический университет  
имени Т. Ф. Горбачева»

Кафедра технологии машиностроения

Составители  
А. Н. Смирнов  
Н. В. Абабков  
Е. Е. Левашова  
М. В. Пимонов

## **ОСНОВЫ ФИЗИКИ И МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ В РЕНОВАЦИИ**

**Методические указания к лабораторным занятиям**

Рекомендовано учебно-методическими комиссиями  
направления подготовки 15.03.01 Машиностроение  
в качестве электронного издания  
для использования в образовательном процессе

Кемерово 2019

Рецензент

Клепцов А. А. – кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой технологии машиностроения

**Смирнов Александр Николаевич**

**Абабков Николай Викторович**

**Левашова Елена Евгеньевна**

**Пимонов Максим Владимирович**

**Основы физики и механики разрушения в реновации:** методические указания к лабораторным работам [Электронный ресурс] для обучающихся направления подготовки 15.03.01 Машиностроение, профиль 02 Реновация оборудования топливно-энергетического комплекса, всех форм обучения / сост.: А. Н. Смирнов, Н. В. Абабков, Е. Е. Левашова, М. В. Пимонов; КузГТУ. – Кемерово, 2019.

Методические указания предназначены для обучающихся по направлению подготовки 15.03.01 Машиностроение, профиль 02 Реновация оборудования топливно-энергетического комплекса при изучении дисциплины «Основы физики и механики разрушения в реновации». В методических указаниях изложены лабораторные работы и форма контроля.

© КузГТУ, 2019

© Смирнов А. Н.,  
Абабков Н. В.,  
Левашова Е. Е.,  
Пимонов М. В.,  
составление, 2019

## **Содержание лабораторных работ**

### **Лабораторная работа №1**

## **ОСНОВЫ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ**

### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Цель работы является ознакомление с основной теорией Гриффитса, современным состоянием механики разрушения.

### **2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

В начале прошлого века, в связи с катастрофическими разрушениями крупных судов и различных металлических конструкций, вследствие хрупкого разрушения, проблеме изучения причин этого явления уделили повышенное внимание ученые всего мира. Надо отдать должное Гриффитсу, который двумя первыми статьями в начале двадцатых годов внес вклад в разработку теории хрупкого разрушения, основанной на положениях механики сплошной среды. В этих работах он предложил описывать процесс разрушения с точки зрения энергии, необходимой для распространения трещины. В 1926 г. Пиркс применил вероятностные методы для изучения прочности волокон, а в 1939 г. Вейбулл первым использовал статистические методы для изучения хрупкого разрушения. Опираясь на эти работы, а также на работы Теодора Кармана, многие ученые начали изучать различные аспекты разрушения, и в прошлом веке был накоплен обширный материал, в котором вязкое и хрупкое разрушение рассмотрены как на атомном, нано-, микро- и мезоуровнях, так и в макромасштабе. Инженерная теория разрушения в основном касается разрушения макротел, и ее цель заключается в предотвращении разрушения изделий при службе.

## 2.1. ОСНОВЫ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

### Современное состояние механики разрушения

*Вязкое разрушение – это разрушение, которое наступает после значительной деформации при напряжении выше предела текучести, поэтому такое разрушение не представляет опасности в эксплуатации, его можно обнаружить, предотвратить на самой ранней стадии.*

В идеальном случае вязкого разрушения при одноосном нагружении поперечное сужение в любой точке рабочей длины образца должно составлять 100 %. Реальные вязкие материалы разрушаются с образованием шейки, однако поперечное сужение в шейке не достигает 100 %. При вязком разрушении в зоне шейки образуются поры. В процессе нагружения размеры пор увеличиваются, происходит разрушение «мостиков» между порами, и образуется магистральная трещина, которая выходит на поверхность под углом.

*Основное различие между вязким и хрупким разрушениями с инженерной точки зрения заключается в том, что зарождение и развитие вязкой трещины сопровождается затратой значительной энергии, подводимой извне, тогда как хрупкая трещина распространяется за счет запасенной в материале энергии при минимальном пластическом течении в образце впереди вершины трещины.*

Существующие в материале или возникающие при нагружении микротрещины значительно снижают прочность хрупких тел, которые могут разрушаться в ряде случаев, при напряжениях в несколько раз ниже предела текучести, который в свою очередь в 10-100 раз меньше теоретической прочности материала. Для практического использования от материала требуется комплекс эксплуатационных свойств, причем со временем эти требования возрастают.

Одним из главных факторов, влияющих на медленное развитие теории создания сплавов с заданными свойствами, является сильная и неоднозначная зависимость механических свойств от структуры. Совершенно небольшие изменения в тонкой структуре, которые не выявляются оптическим микроскопом, могут привести к значительным изменениям прочности. Необходимо было

создать теоретическую базу для объяснения разрушения, которое описывалось ранее полуколичественно.

Важнейшей проблемой разработки конструкционных сплавов является достижение высокого сопротивления разрушения у материалов при малых степенях деформации. Прошло много лет, прежде чем теорию дислокаций смогли использовать для объяснения роли дислокаций в процессах разрушения.

В 1957 г. Хирш продемонстрировал возможность наблюдать дислокации и их движение в трансмиссионном электронном микроскопе. После чего исследования дислокаций начались широким фронтом. Стало возможным наблюдение процессов, предшествующих разрушению. Были достигнуты успехи в понимании микромеханики разрушения, макроскопические аспекты разрушения не были объяснены на этой основе. Существует несоответствие между микромеханикой и макромеханикой разрушения. Для устранения этого несоответствия В. Е. Панин ввел понятие мезоструктуры, которое объясняет многие возникающие вопросы разрушения.

Многообразная картина взаимодействия тел в природе (исключая, может быть, силы, действующие в элементарных частицах) сводится в конечном итоге к фундаментальным взаимодействиям: гравитационным; ядерным; слабым; электромагнитным.

После ряда допущений принято, что упругость и прочность твердых тел обусловлены электромагнитными силами. При нагружении тела расстояние между атомами меняется в зависимости от сил межатомных связей и приложенной нагрузки, что установлено экспериментально. Силы межатомных связей характеризует модуль Юнга, который является константой материала и определяет его жесткость.

Именно электромагнитные силы определяют теоретическую прочность твердых тел.

#### *Теоретическая прочность*

Я. И. Френкель в 1926 г. рассмотрел сдвиг двух атомных плоскостей друг относительно друга и получил напряжение сдвига в виде:

$$\tau = K \sin 2\pi x/b,$$

где  $b$  – расстояние между атомами в плоскости скольжения. При малом  $x$   $hd\tau/dx = G$ .

Таким образом:

$$K = Gb/2\pi h,$$

где  $h$  – расстояние между атомными плоскостями перпендикулярно плоскости скольжения.

Максимальная сила сопротивления будет при  $x = b/4$ , поэтому  $\tau_{\max} = Gb/2\pi h$ . Для металлов с ГЦК решеткой  $b = a/2$  и  $h = a/2$ , где  $a$  – параметр решетки.

Указанный расчет приближенный, так как принят синусоидальный закон изменения силы межатомной связи в зависимости от расстояния между атомами. В действительности этот закон может быть другим. Коттрелл отмечал, что определение прочности на сдвиг по уравнению Френкеля может быть завышенным, так как не учтена «жесткость» атомов (нарастание сил отталкивания по мере сближения атомов). В результате анализа других зависимостей межатомных сил от межатомного расстояния получена теоретическая прочность на сдвиг в диапазоне  $\tau_{\text{теор}} = G/20 - G/30$ .

И. А. Одинг рассчитал прочность на сдвиг для некоторых материалов. Для алюминия, железа и меди эта величина оказалась равной 760, 1880, 1330 кг/мм<sup>2</sup> (76, 188, 133 МПа).

Существуют и другие методы оценки теоретической прочности. Почти все методы дают значение теоретической прочности **на один – два порядка выше реально получаемой в экспериментах**. Уменьшение диаметра образцов приводит к резкому повышению прочности усов (**ус – выращенный в специальных условиях бездефектный монокристалл материала**). Прочность реальных тел намного ниже теоретической потому, что тела содержат различного рода дефекты кристаллической решетки, микро- и макротрещины и др., наибольший из которых определяет реальную прочность.

Этим и объясняется повышение прочности с уменьшением сечения образца, так размер дефекта не может быть больше диаметра образца. И, наоборот, с увеличением сечения элемента конструкции возрастает вероятность наличия в них достаточно больших дефектов.

Катастрофические разрушения различных металлоконструкций (рис. 1.1) обусловлены отсутствием учета влияния де-

фектов (типа трещин) в материале конструкции. Трещины не просто уменьшают рабочее сечение детали, а приводят к существенному перераспределению напряжений в ее вершине, к перенапряжению связей в твердом теле впереди трещины. Даже приложение небольшой нагрузки, при определенных условиях, может привести к превышению теоретической прочности материала в локальной зоне впереди микротрещины.

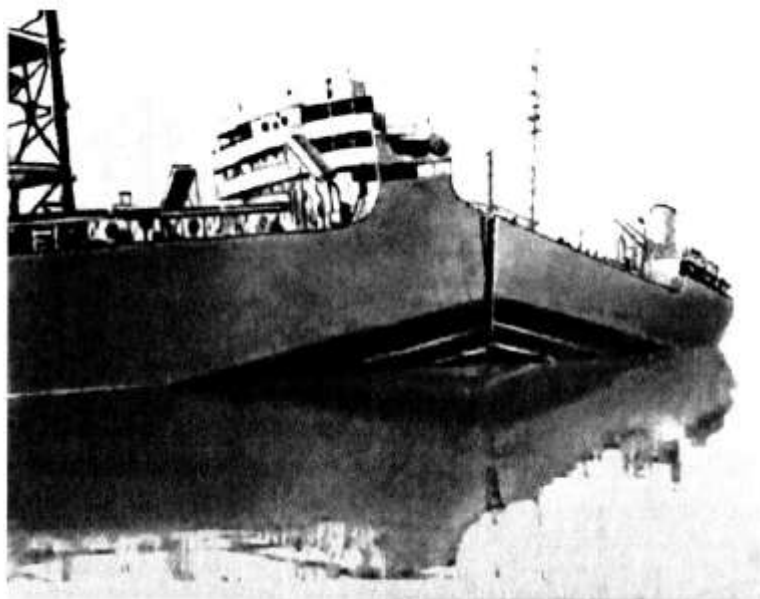


Рис. 1.1. Хрупкое разрушение сварного танкера

Реальные металлические изделия, в том числе и их сварные соединения, содержат различного типа дефекты – микро- и макротрещины, поры, включения различного типа и происхождения, дефекты кристаллической решетки и дефекты дислокационного происхождения. Кроме того, детали рабочих конструкций могут иметь концентраторы напряжений, обусловленные их служебными свойствами.

В процессе длительной эксплуатации в зонах таких дефектов в силу высокой концентрации напряжений происходит зарождение или рост уже имеющихся в материале трещин, что приводит к локальному или полному разрушению изделия.

Дефекты в материале часто имеют технологический характер. Кроме того, дефекты могут появиться при транспортировке и хранении изделий. Неосторожное нанесение царапин, вмятин и тому подобных дефектов может привести к появлению коррози-

онных или усталостных трещин. При сварке нержавеющей сталей даже капля металла, попавшая на поверхность изделия, может привести к растрескиванию. И даже если всего этого не произошло, трещины могут появиться в начальный период службы, составляющий 3-10 % от расчетного срока службы.

Я. Б. Фридман и Б. А. Дроздовский рассматривают две группы трещин: 1 – технологические трещины и дефекты, возникающие в процессе получения заготовки, изготовления и монтажа изделий; 2 – эксплуатационные трещины, возникающие в процессе службы и хранения изделий.

Из вышеизложенного ясно, что поскольку микродефекты (трещины) всегда присутствуют в материале, *то работоспособность, надежность и долговечность металлоконструкций определяются, в первую очередь, сопротивлением материала распространению трещины*, т. е. его вязкостью разрушения. Если вязкость разрушения большая, то разрушение будет вязким, если материал недостаточно сопротивляется разрушению, то разрушение будет хрупким.

*Характер распространения трещины (легкость распространения трещины) при нагружении определяет тип разрушения – хрупкий или вязкий.* Поэтому под хрупким разрушением понимают разрушение образца с трещиной, когда пластическая деформация сосредоточена в узком приповерхностном слое трещины (макрохрупкое разрушение), а под вязким – такое разрушение образца с трещиной, когда пластическая деформация протекает по всему рабочему сечению образца.

Процесс разрушения практически невозможен без пластической деформации (начальной стадии), даже при хрупком разрушении. В этот начальный период происходит зарождение микроповрежденности. По мере повышения напряжений в локальной области впереди вершины трещины начинает протекать пластическая деформация, которая, с одной стороны, снимает концентрацию напряжений, вызванную наличием трещины, а с другой стороны, приводит к образованию микроскопических трещин впереди магистральной трещины, облегчая ее продвижение.

К настоящему времени достигнуты значительные успехи в разработке механизмов зарождения трещин на основе дислокационной теории.



Общим почти для всех предложенных моделей является то, что они связывают зарождение трещин с концентрацией упругой энергии при образовании скопления и последующем взаимодействии дислокаций. Моменту образования трещины соответствует достижение максимальной плотности упругой энергии в локальном объеме материала (достижение критической плотности дислокаций).

### *Основы теории Гриффитса*

Гриффитс рассмотрел концентрацию упругой энергии в области материала, ослабленного трещиной, учел внутренние силы сопротивления распространению трещины и получил условие распространения трещины. По Гриффитсу, на любой стадии распространения трещины высвобождение запасенной в теле упругой энергии должно превышать работу, необходимую для приращения длины трещины.

Рассмотрим бесконечную пластину единичной толщины с центральной плоской трещиной, нагруженную на бесконечности напряжением  $\sigma$ . Появление трещины длиной  $2c$  приведет к освобождению упругой энергии из тела (площадь примерно равна  $\pi c^2$ ), т. е. высвобождается упругая энергия, равная  $(\sigma/E) \pi c^2$ . При этом часть энергии пропорциональна  $\gamma 2c$ , где  $\gamma$  – поверхностная энергия, затраченная на образование двух свободных поверхностей. Поскольку высвобождение упругой энергии пропорционально  $c^2$ , а поглощение энергии на образование свободных поверхностей пропорционально  $c$ , то естественно, что небольшие трещины для своего роста должны потреблять больше поверхностной энергии, чем производить свободной энергии вследствие релаксации напряжений. *Эти условия не выгодны для роста трещины.*

Однако если размер трещины больше некоторого критического, ситуация меняется на противоположную: с ростом длины трещины величина освобожденной упругой энергии будет превышать поглощаемую трещиной энергию. Тогда трещина будет развиваться самопроизвольно. Эти критические условия можно получить приравняв  $(\sigma/E) \pi c^2$  к величине  $\gamma 2c$ , откуда

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}}.$$

Согласно Гриффитсу, критическое разрушающее напряжение определяется из соотношений

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma}{1-\nu^2}} \pi c \text{ (для условий плоской деформации);} \quad (1.1)$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}} \text{ (для плосконапряженного состояния),} \quad (1.2)$$

где  $\nu$  – коэффициент Пуассона. Для каждого материала, характеризованного величинами  $\nu$ ,  $\gamma$  и  $E$ , и для каждого приложенного напряжения существует своя критическая длина трещины. На уравнениях Гриффитса основана современная механика разрушения.

Существуют ограничения, присущие этим уравнениям:

1. Уравнения описывают поведение хрупких материалов.
2. Уравнение выведено для бесконечной пластины единичной толщины, содержащей маленькую плоскую трещину, при этом отсутствует взаимодействие поля упругих напряжений у трещины со свободными поверхностями пластины.
3. Уравнение дает только пороговое значение напряжения начала нестабильного разрушения и не дает никакой информации о генезисе нагружения.
4. Разрушение трактуется с чисто геометрических позиций в упругой области, единственным используемым свойством материала является поверхностная энергия.
5. Плотность трещины перпендикулярна растягивающим напряжениям, приложенным на бесконечность.

Ирвин и Орован в своих работах развили концепцию квазихрупкого разрушения (псевдохрупкого). Они обратили внимание на то, что ряд материалов, проявляющих себя как пластичные при стандартных испытаниях на растяжение, при испытаниях с трещиной разрушаются по квазихрупкому механизму. В этом случае пластическая деформация сосредотачивается в очень узком слое вблизи поверхности трещины. Они показали, что для таких материалов можно воспользоваться уравнением Гриффитса, вводя вместо поверхностной энергии работу пластической

деформации у поверхности трещины, которая может на несколько порядков превышать поверхностную энергию.

Для плоскодеформированного состояния, если вместо поверхностной энергии  $2\gamma$  подставить работу пластической деформации при распространении трещины на единицу ее поверхности  $G_1$  (или силу, движущую трещину), то получим:

$$EG_1 = \sigma^2 \pi (1 - \nu^2) c. \quad (1.3)$$

Это согласно механике разрушения равно  $(1 - \nu^2) K_1^2$ , т. е. где  $K_1$  – коэффициент интенсивности напряжений впереди фронта трещины. В иностранной литературе вязкостью разрушения называют величины  $G$  и  $K$ , не делая различия между ними, так как они связаны простым соотношением:

$$K_C^2 = EG_C \text{ (для условий плосконапряженного состояния);} \quad (1.4)$$

$$(1 - \nu^2) K_{1C}^2 = EG_{1C} \text{ (для условий плоской деформации).} \quad (1.5)$$

*Физический смысл уравнения (1.3) заключается в том, что полубесконечное квазихрупкое тело с трещиной разрушится при нагружении в тот момент, когда интенсивность высвобождения упругой энергии деформации при продвижении трещины единичной длины на единицу пути достигает критической величины, характерной для данного материала.*

Величину  $G$  можно интерпретировать как силу, которую необходимо приложить на единичной длине фронта трещины для ее продвижения в момент самопроизвольного распространения трещины без приложения усилия извне. Эта сила достигает критического значения  $G_{1C}$  и  $G_C$  в зависимости от вида напряженного состояния, развивающегося впереди трещины.

В общем случае поле напряжений непосредственно впереди трещины можно разбить на три типа (I-III), каждый из которых обусловлен видом локальной деформации (рис. 1.2).

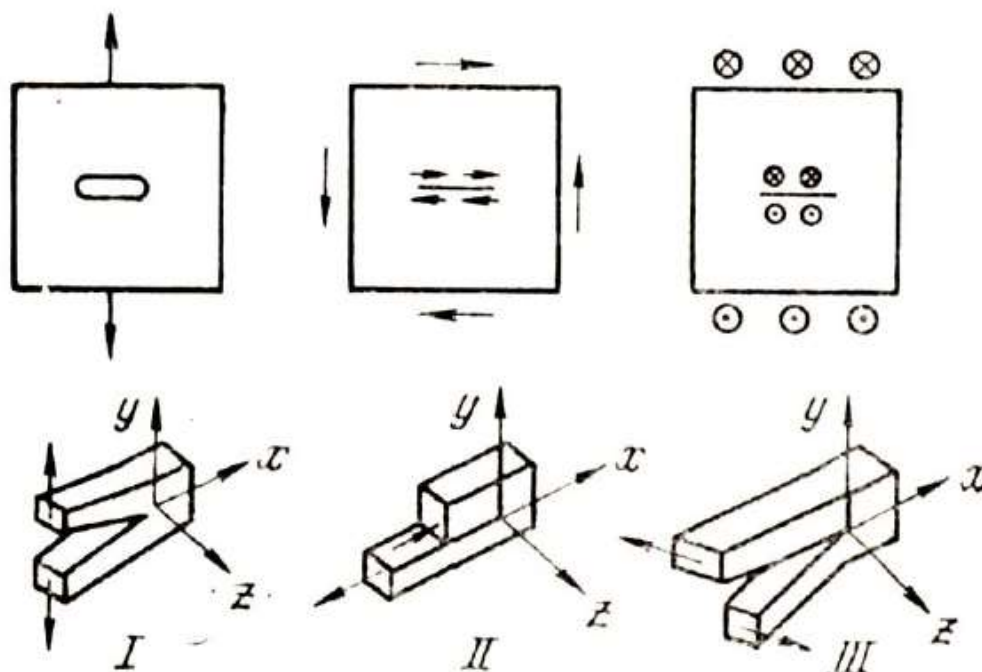


Рис. 1.2. Схема возможных перемещений поверхностей трещины

Все многообразие двумерных статистических задач теории упругости можно разделить на два типа: 1 – тело находится в состоянии плоской деформации. Этот тип деформации можно представить себе как длинный прямой цилиндр, находящийся под действием внешних нагрузок, но составляющая перемещения в направлении оси цилиндра равна нулю, а остальные составляющие остаются постоянными вдоль цилиндра; 2 – тело находится в условиях плоского напряженного состояния. Например, тонкая пластина, подверженная действию внешних нагрузок, распределенных таким образом, что нормальная к боковой поверхности пластины компонента напряжения равна нулю. Здесь под «телом» мы понимаем не обязательно «тело», ограниченное свободными поверхностями, а любую часть реального тела, например пластическую зону впереди трещины. Поля напряжений и перемещений для всех трех типов взаимного перемещения поверхностей трещины (рис. 1.2) определяются по способу Ирвина.

В линейной механике разрушения установлено, что **коэффициенты интенсивности напряжений пропорциональны внешнему напряжению и зависят от конфигурации тела**, включая и размер трещины. Параметр  $K_{IC}$  можно рассматривать как коэффициент, характеризующий перераспределение напряжений в те-

ле, обусловленное образованием трещины. Несмотря на физически трудно интерпретируемую размерность коэффициента интенсивности напряжений ( $\text{кгс}/\text{мм}^{3/2}$ ), его можно представить как напряжение, действующее впереди вершины трещины по линии ее распространения на расстоянии  $1/2\pi$  мм от вершины (при условии, если размер пластической зоны меньше  $1/2\pi$ ). Проще говоря, если мы знаем в какой-то момент нагружения значение коэффициента интенсивности напряжений, то разделив его на  $\sqrt{2\pi} \approx 2,5$ , получим напряжение в точке, удаленной от вершины трещины на 1 мм в направлении ожидаемого ее распространения.

Если размер пластической зоны впереди трещины более 1 мм, то напряжение в точке, отстоящей от вершины на 1 мм, будет отличаться от величины  $K_1/\sqrt{2\pi}$ , но, тем не менее, условно можно считать их равными для удобства физического представления величины  $K_1$ .

В типичных случаях разрушения пластин при движении вдоль фронта трещины от боковой поверхности к центру образца напряженное состояние изменяется от плосконапряженного к плоскодеформированному.

Как ранее было отмечено, рост трещин связан с пластической деформацией, распространяющейся впереди вершины трещины. Формулы Ирвина справедливы при условии малости пластической зоны по сравнению с длиной трещины и оставшимся сечением образца. В случае плоского напряженного состояния зона пластической деформации значительно больше, чем при плоской деформации.

***Воздействие упругонапряженного состояния материала ограничивает область пластической деформации. Вот поэтому в средней части достаточно толстого образца область пластической зоны мала и трещина находится в области плоской деформации. Вдали от трещины в периферийных областях материал находится в плоском напряженном состоянии, и здесь разрушение происходит по сдвиговому механизму с максимальным поглощением энергии.***

***Отсюда, чем толще образец, тем стесненнее деформация, тем более точным становится анализ результатов.***

В зависимости от толщины образцов возможны различные виды разрушения: сдвигом, частичным сдвигом, от нормальных напряжений (рис. 1.3).

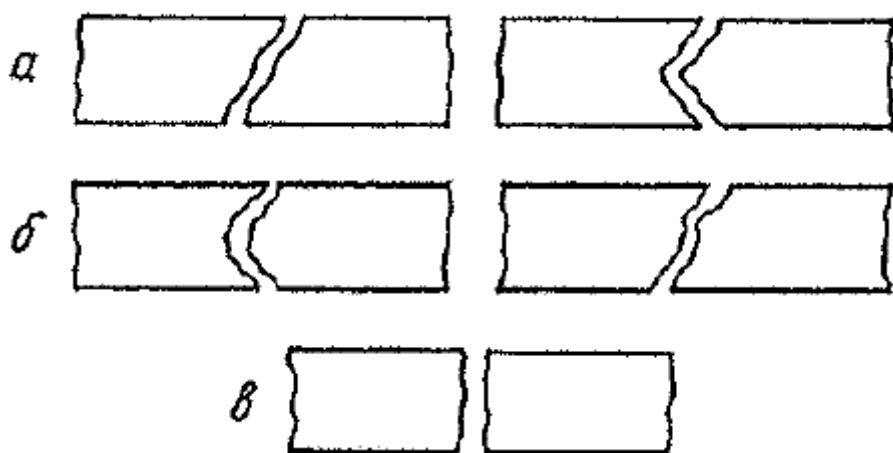


Рис. 1.3. Виды разрушения: *а* – сдвигом; *б* – частичным сдвигом; *в* – от нормальных напряжений

Вязкость разрушения определяется относительным развитием нормального и наклонного скосов (участков) разрушения. Вязкость разрушения приближается к предельному значению  $K_{1C}$  (вязкости разрушения в условиях плоской деформации) у достаточно толстых образцов с высокоразвитой поверхностью нормального разрушения (рис. 1.4).

Таким образом,  $K_C$  – критический коэффициент интенсивности напряжений при плоском напряженном состоянии и когда разрушение происходит путем прямого и косоугольного либо только косоугольного излома. **Коэффициент  $K_C$  не является константой материала и зависит от размеров образца.**

Критический коэффициент интенсивности напряжений при плоской деформации не зависит от размеров образца и является **константой** материала. Отсюда,  $K_{1C}$  – предельная характеристика, определяемая при наиболее жестких условиях испытаний, к которой стремится  $K_C$  по мере увеличения толщины материала (образца).

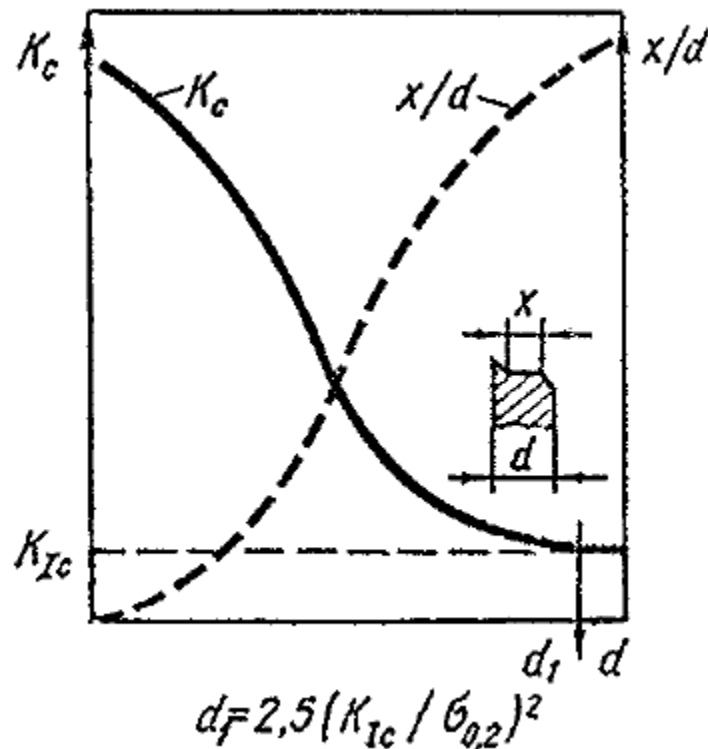


Рис. 1.4. Зависимость вязкости разрушения от толщины образца

Возможность определения критериев позволяет решать многие практически важные задачи расчета конструкций и выбора материала для них.

*Для практиков, с точки зрения конструктора или инженера, хрупкое разрушение можно трактовать как разрушение, когда при нагружении имеющаяся в элементе конструкции трещина начинает расти, а вязкое разрушение – когда трещина при нагружении не растет.*

## 2.2. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ

Ряд исследователей считают, что нет принципиальной разницы между хрупким и вязким разрушением и деление разрушения на «хрупкое» и «вязкое» является условным, но необходимым с практической точки зрения. А. В. Степанов предположил, что любое разрушение связано с пластической деформацией, что нашло многократное подтверждение целым рядом исследований. Возникает вопрос, какой же из двух процессов определяет разрушение – пластическая деформация или собственно разрыв

атомных связей? По этому вопросу в последние годы высказаны различные точки зрения.

В соответствии с кинетической концепцией С. Н. Журкова процессом, ответственным за временную зависимость прочности, является разрушение, связанное с термофлуктуационным разрывом межатомных связей. Это положение привело к анализу прочности твердых тел с позиции термофлуктуационного разрушения межатомных связей. В противоположность этому в ряде работ высказана точка зрения, в соответствии с которой пластическая деформация контролирует разрушение, что и обуславливает временную зависимость прочности твердых тел. Считается, что пластической деформации принадлежит ведущая роль как в случае вязкого, так и в случае хрупкого разрушения, так как оба вида разрушения различаются только по степени локализации пластической деформации.

Вязкое разрушение характеризуется локализацией пластической деформации после значительной равномерной деформации, а хрупкое – локализацией деформации на ранней стадии деформирования или в пределах деформации Людерса.

Анализируя данные по хрупкому и вязкому разрушению, авторы пришли к выводу, что между вязким и хрупким разрушением нет принципиальных физических различий, так как они обусловлены локализацией пластической деформации с той лишь разницей, что при вязком разрушении локализация пластической деформации начинается после развития равномерной деформации, а при хрупком разрушении она возникает в отсутствие равномерной деформации.

Было сделано заключение, что как при вязком, так и при хрупком разрушении ведущая роль принадлежит **пластической деформации**.

Иной точки зрения придерживается В. М. Финкель. Он считает, что из концепции А. В. Степанова был сделан неправомерный вывод о безусловной применимости этого положения к процессу распространения трещины. В. М. Финкель отметил наличие феноменологической близости процесса роста трещин в стекле и металле при высоких скоростях разрушения (предельные скорости роста трещин для стекла и металла практически идентичны). Из этих данных им был сделан вывод: «При достаточно быстром



росте трещины пластическая деформация не может претендовать на ведущую роль и является, по всей видимости, сопутствующим явлением».

А. Н. Орлов, В. А. Степанов, В. В. Шпейзман считают, что ответ на вопрос о взаимосвязи процессов пластической деформации и разрушения следует искать в анализе значений термоактивационных параметров. Реализация при разрушении ведущего элементарного процесса с энергией активации, равной энергии активации разрыва межатомных связей (энергия сублимации), свидетельствует о том, что возникающая при этом пластическая деформация контролируется разрушением.

Анализ энергии активации процессов низкотемпературной ползучести показал, что при высоких напряжениях и относительно низких температурах энергия активации процесса ползучести близка к энергии активации разрыва межатомных связей. С одной стороны, это свидетельствует о том, что в данных условиях процесс разрушения не контролируется пластической деформацией, что согласуется с концепцией С. Н. Журкова. С другой стороны, в условиях ползучести могут реализовываться элементарные механизмы с энергией активации ползучести, близкой к энергии объемной самодиффузии. В этих условиях разрушение контролируется пластической деформацией.

Таким образом, показано, что в настоящее время взгляды на взаимосвязь процессов деформации и разрушения сводятся к противоположным следующим точкам зрения:

1. Процесс разрыва межатомных связей является ведущим на всех стадиях разрушения.
2. Процесс пластической деформации является ведущим на всех стадиях разрушения и определяет временную зависимость прочности.
3. Процесс разрушения является ведущим только на стадии неустойчивого (закритического) роста трещины.

Процесс пластической деформации определяет разрушение в условиях, когда реализуется ведущий элементарный механизм с энергией активации, равной энергии объемной самодиффузии; если же реализуется ведущий элементарный механизм с энергией, близкой к энергии активации разрыва межатомных связей, то

разрушение контролирует пластическую деформацию. *Эта точка зрения является более общей, если считать, что ведущий механизм контролирует скорость процесса разрушения.*

### **3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

Работа выполняется в два этапа.

На первом изучаются теоретические положения.

На втором этапе студент самостоятельно составляет отчет, в котором описываются требования определенного раздела настоящих методических указаний.

### **4. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет по практическому занятию оформляется на листах формата А4 и должен содержать:

1. Название и цель работы.
2. Изложение заданного студенту раздела данных методических указаний.

### **5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Какое разрушение называется вязким?
2. В чем заключается основное различие между вязким и хрупким разрушениями?
3. Назовите основы теории Гриффитса?
4. Что определяет характер распространения трещины при нагружении?
5. Чем определяются работоспособность, надежность и долговечность металлоконструкций?
6. На какие два типа можно разделить все многообразие двумерных статистических задач теории упругости?
7. От чего зависят коэффициенты интенсивности напряжений?
8. Что ограничивает область пластической деформации материала?
9. Что такое  $K_C$  и  $K_{IC}$  ?

10. Что играет ведущую роль при вязком и при хрупком разрушении?
11. Назовите особенности вязкого разрушения.
12. Что такое  $\sigma_s$ ?
13. Назовите причину катастрофических разрушений.
14. Какие две группы трещин существует по мнению Я. Б. Фридмана и Б. А. Дроздовского?
15. Назовите два типа статистических задач теории упругости (примеры).
16. Чем определяется вязкость разрушения?

## Лабораторная работа №2

### ФИЗИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

#### 1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

Цель работы является ознакомление с физическим и кристаллическим строением металлов

#### 2. ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ПОЛОЖЕНИЕ

Сварка – процесс получения неразъемных соединений посредством установления межатомных связей свариваемых элементов при их местном или общем нагреве, или пластическом деформировании и диффузии, или совместном действии того и другого. Поэтому условия взаимодействия свариваемых элементов определяют атомное и кристаллическое строение металлов и их **сопротивление разрушению**.

##### 2.1. РОЛЬ АТОМНОГО И КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ СВАРКИ И РАЗРУШЕНИЯ

**Атомное строение.** Из многих характеристик и показателей, определяющих особенности атомного строения металлов, наибольшее влияние оказывают:

- 1) прочность связи наиболее легко отделяемых электронов внешней оболочки с ядром или ионом;
- 2) тип и прочность связей между атомами;
- 3) показатель свободной энергии поверхности.

Электроны внешней оболочки наиболее удалены от ядра и наименее прочно связаны с ядром, кроме того, ослабляет связи с ядром и экранирующее влияние силовых полей электронов промежуточных оболочек. С другой стороны, прочность связи электронов внешней оболочки с ядром тем больше, чем выше заполненность внешнего электронного уровня электронами. При заполненном внешнем уровне связь электронов с атомами настолько велика, что они не имеют возможности отделиться и принять участие в электронном обмене, необходимом для образования

сварных соединений. Вот поэтому элементы с полностью достроенной внешней электронной оболочкой называют инертными.

Надежное неразъемное сварное соединение можно получить при условии установления электронного обмена между атомами свариваемых поверхностей, сближенных на определенное расстояние.

Для установления электронного обмена между атомами необходимо, чтобы наименее прочно связанные с ядром электроны внешних оболочек имели возможность отделиться от своего атома и перейти на внешнюю электронную оболочку атома другой свариваемой поверхности, либо атомы свариваемых поверхностей имели возможность взаимодействовать одновременно с какими-то электронами внешних оболочек обоих атомов. Только при таких условиях произойдет объединение атомов и может образоваться прочное соединение.

Таким образом, о способности элементов образовывать сварные соединения можно судить (в определенной степени) по закреплению электрона на внешней электронной оболочке и можно попытаться оценить свариваемость металлов (сваркой давлением) по особенностям строения атома и величине энергии, которую необходимо затратить на отрыв электрона от атома. Чем больше атомный радиус, тем меньше энергия связи внешнего электрона с ядром и соответственно тем выше способность электронов к отрыву при сварке (давлением).

Наиболее применяемые металлы для сварки можно объединить в 13 групп, здесь свариваемость, определяемая только по атомному радиусу, должна убывать от 1 до 13 группы: 1 – Mg, Zr; 2 – Ti, Nb; 3 – Au; 4 – Ag; 5 – Al; 6 – Mo, Pt; 7 – Zn; 8 – V; 9 – Cr; 10 – Cu; 11 – Mn; 12 – Fe; 13 – Co, Ni.

Экранирующее воздействие силовых полей промежуточных оболочек можно определить по их строению, определяемому энергетическим состоянием атомов промежуточных электронных уровней.

Так как общее число электронов (порядковый номер в периодической системе) равно положительному заряду ядра, то при сравнении атомных радиусов, числа оболочек и электронов различных элементов можно обнаружить, что при мало отличающихся радиусах заполнения объема атома оболочками и электро-

нами экранирующее воздействие значительно отличается и возрастает с увеличением атомной массы элемента. Следовательно, атомную массу можно ориентировочно считать показателем плотности экранирующего поля внутренних оболочек атома.

Немаловажным показателем свариваемости (при сварке давлением) является величина энергии, которую надо затратить на отрыв электрона от атома. Для различных металлов эта энергия разная и зависит от энергии связи внешних электронов с атомами. Физическим показателем энергии связи могут служить потенциал ионизации и энергия выхода электронов при образовании двойного электрического слоя. Чем ниже ионизационный потенциал, тем легче устанавливается электронный обмен и тем лучше свариваемость.

Состояние атомов, расположенных на поверхности свариваемых элементов, отличается от состояния атомов внутри металла (рис. 1). Связи поверхностных атомов не уравновешены, что и приводит к образованию поверхностного слоя с усиленными связями, т. е. к поверхностному натяжению, которое обуславливает противодействие активации поверхности, затрудняет отрыв электронов внешней оболочки и установление электронного обмена. Поэтому величина поверхностной энергии металлов может служить показателем, характеризующим противодействие образованию сварного соединения при сварке давлением, она же является и характеристикой разрушения.

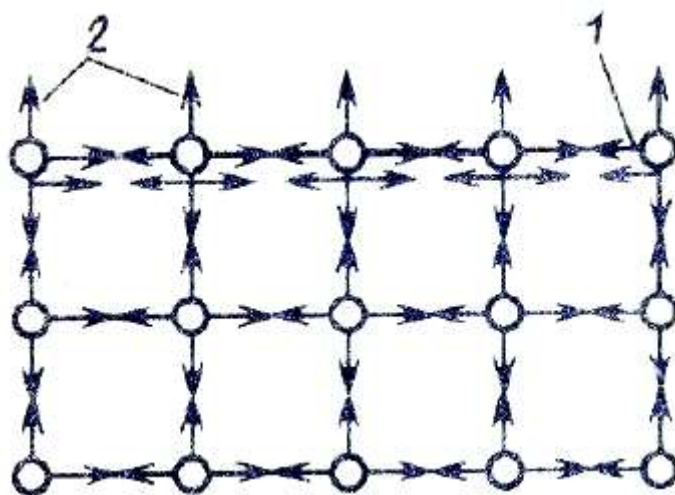


Рис. 1. Схема связи атомов, расположенных на поверхности и внутри кристалла: 1 – поверхностные связи; 2 – отсутствующие связи

## 2.2. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Кристаллическое строение металлов – закономерное и однотипное расположение атомов данного элемента, образующее пространственную кристаллическую решетку. Характер расположения атомов для данного металла определяется энергетическими условиями взаимодействия ионов и общими электронами металлической связи. У металлов наиболее распространены три типа кристаллических решеток: кубическая объемно-центрированная, кубическая гранецентрированная, гексагональная плотноупакованная (рис. 2).

У многих металлов тип кристаллической решетки изменяется в зависимости от температуры нагрева, что связано с изменением энергетического состояния атомов для приобретения ими таких форм построения и взаимодействия, которые характеризует наименьшая свободная энергия системы. Изменение кристаллического строения металла при изменении температуры называют *полиморфизмом*, а соответствующие типы кристаллических решеток – полиморфными формами металла. Например, у железа имеются две полиморфные формы: кубическая объемно-центрированная и кубическая гранецентрированная. Различные полиморфные формы имеют кобальт, титан, марганец. Для кристаллических решеток различных металлов характерно разное расстояние между базовыми атомами. Это расстояние называется параметром решетки, так у кубической решетки один параметр –  $a$ , у гексагональной – два:  $a$  и  $c$ .

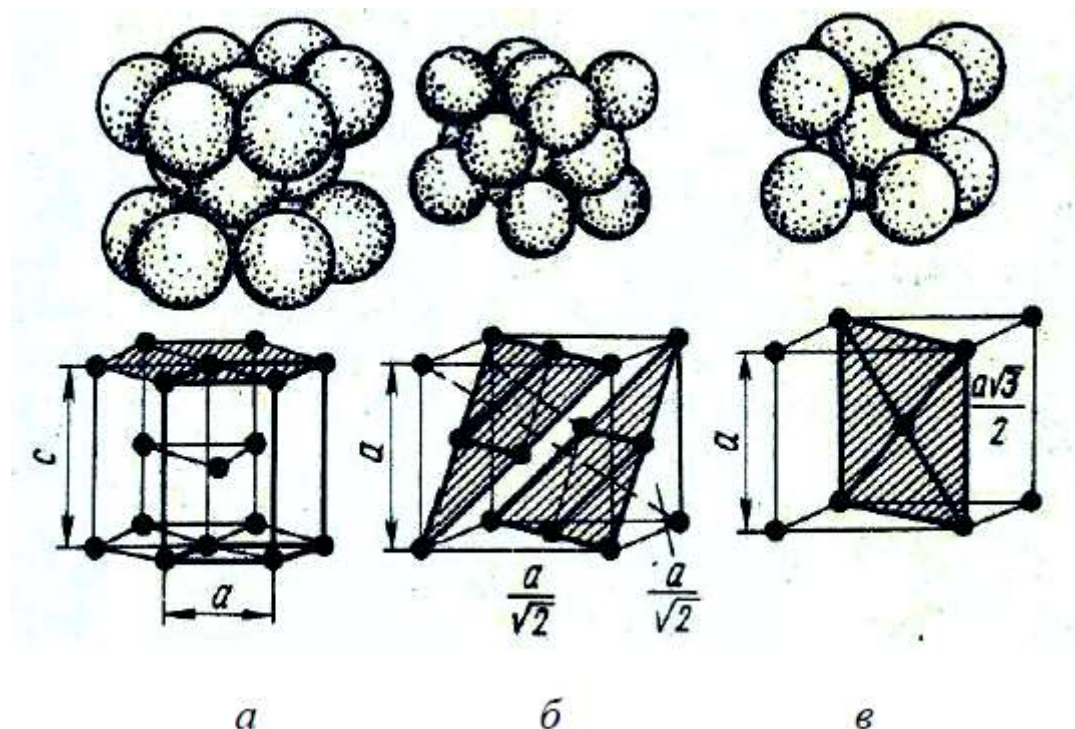


Рис. 2. Кристаллические решетки металлов:  
 $a$  – ГПУ;  $б$  – ГЦК;  $в$  – ОЦК

При сварке однородных металлов, имеющих однотипное строение кристаллических решеток, способность к образованию сварного соединения определяется вышерассмотренными закономерностями электронного строения металлов. При сварке разнородных металлов чем меньше различие атомно-кристаллического строения, тем легче они свариваются. Близость атомно-кристаллического строения означает близость энергетического состояния атомов.

Атомная решетка реальных кристаллов не бывает идеальной, в ней существуют дефекты кристаллического строения.

В обычном состоянии чистые металлы имеют низкие физико-механические характеристики и поэтому в практике они применяются очень редко. Обычно используют сплавы, получаемые сплавлением двух и более металлов или неметаллов.

Химические элементы, образующие сплавы, называют *компонентами*. Для изучения реального строения металлов и сплавов введены понятия: *фаза*, *структура*, *система*. Совокупность фаз, находящихся в равновесии, называют *системой*.



*Фазами* называют однородные составные части системы, имеющие одинаковый состав, одно и то же агрегатное состояние и отделенные от других частей поверхностью раздела. Например, чистый металл – однофазная система, жидкий металл и отдельные кристаллы в нем – двухфазная система.

А под *структурой* понимают форму, размеры и характер взаимного расположения фаз в металле.

Таким образом, каждый реальный металл имеет определенный вид структуры (распределение и тип фаз) и кроме того, что очень важно, – наличие дефектов кристаллического строения (их тип, размеры, плотность и т. д.). В реальных материалах зачастую присутствуют и различные типы неметаллических включений.

**В промышленных (реальных) сплавах встречаются следующие основные виды фаз:**

- 1) жидкие растворы (металл находится в состоянии выше температуры плавления);
- 2) твердые растворы внедрения;
- 3) твердые растворы замещения;
- 4) упорядоченные твердые растворы;
- 5) химические соединения;
- 6) фазы внедрения;
- 7) электронные соединения и фазы Лавеса.

*Твердые растворы внедрения* образуются при внедрении атома растворенного компонента в кристаллическую решетку растворителя при сохранении ее типа (рис. 3, в). Твердые растворы внедрения образуются только тогда, когда диаметр атома растворенного компонента значительно меньше диаметра атома растворителя. При этом происходит искажение кристаллической решетки и возникновение внутренних напряжений. Эти растворы образуются преимущественно лишь при растворении в металле углерода, азота, водорода. Например, твердый раствор внедрения атома углерода в объемно-центрированную решетку (ОЦК) железа.

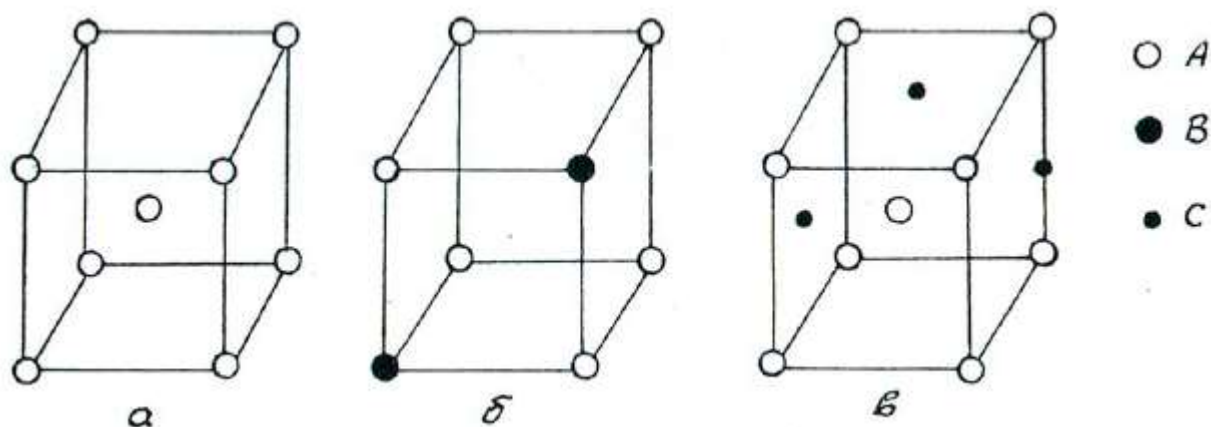


Рис. 3. Кристаллическая решетка ОЦК: *a* – чистый металл; *б* – твердый раствор замещения; *в* – твердый раствор внедрения

*Твердые растворы замещения* образуются при замене атома растворителя в узле кристаллической решетки на атом растворенного компонента (рис. 3, б). Компоненты могут замещать друг друга неограниченно, образуя непрерывный ряд твердых растворов при следующих условиях: 1) компоненты должны обладать одинаковыми по типу кристаллическими решетками; 2) различие в атомных размерах должно быть не более 8-15 %; 3) компоненты должны принадлежать к одной группе таблицы Менделеева (Ag и Au, Ni и Cu и т. д.).

*Упорядоченные твердые растворы* образуются при высоких температурах с неупорядоченным расположением атомов. При медленном охлаждении или при длительном нагреве при определенных температурах протекают процессы перераспределения атомов, в результате этих процессов атомы занимают определенные положения в кристаллической решетке. Такие растворы иногда называют *сверхструктурами*. Образование сверхструктур сопровождается изменением физико-механических характеристик. Пермаллой (Fe и 78,5 % Ni) имеет сверхструктуру. Он имеет низкую магнитную проницаемость и пластичность, довольно высокую твердость. Упорядоченные твердые растворы являются промежуточными фазами между твердыми растворами и химическими соединениями.

*Химические соединения*. Особенности: 1) кристаллическая решетка должна отличаться от решеток компонентов, образующих соединение; 2) в соединении всегда сохраняется простое

кратное соотношение компонентов, что позволяет выразить их состав простой формулой  $A_nB_m$ , где А и В – компоненты,  $n$  и  $m$  – простые числа; 3) свойства соединений резко отличаются от свойств компонентов; 4) температура плавления (диссоциации) у химических соединений постоянна, при этой температуре происходит резкое изменение свойств (сингулярность свойств); 5) образование химического соединения сопровождается тепловым эффектом. Обычно химические соединения образуются между компонентами, имеющими большое различие в строении.

*Фазы внедрения.* Переходные металлы (Fe, Mn, Cr, Mo) образуют с углеродом, азотом, бором, водородом соединения, называемые карбидами, нитридами, боридами, гидридами. Они имеют много общего в строении. Их принято обозначать, например,  $M_7X_3$ ,  $M_4X$ ,  $MX$ ,  $M_{23}C_6$  и т. д. Фазы внедрения имеют высокую твердость и электросопротивление, карбиды имеют высокую температуру плавления.

*Электронные соединения и фазы Лавеса.* Электронные соединения образуются между одновалентными (Cu, Ag, Au, Li) металлами или переходными (Fe, Mn, Co), с одной стороны, и простыми металлами с валентностью от 2 до 5 – с другой. Они имеют определенное соотношение валентных электронов к числу атомов. Электронные соединения в отличие от химических соединений с нормальной валентностью образуют с компонентами, из которых они состоят, твердые растворы в широком интервале концентраций. Фазы Лавеса имеют формулу  $AB_2$  и образуются при отношении диаметров атомов – 1,2 (1,1-1,6). Фазы Лавеса применяют как упрочняющие интерметаллиды при изготовлении жаропрочных сталей.

### **2.3. ОСНОВНЫЕ ВИДЫ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ**

К дефектам кристаллического строения относят:

- 1) точечные (нульмерные дефекты);
- 2) линейные (одномерные дефекты);
- 3) поверхностные (двухмерные);
- 4) объемные (микропоры).

К *точечным дефектам* относят вакансии (дефекты Шотки) (рис. 4, а). Это узлы кристаллической решетки, где атомы отсутствуют. С повышением температуры металла концентрация вакансий возрастает. Например, при  $T_{пл}$  общее количество вакансий достигает иногда 1 % всех атомов на исследованном участке. Быстрым охлаждением эти вакансии можно зафиксировать. К точечным дефектам относят и межузельные атомы (дефекты Френкеля) (рис. 4, б). Здесь происходит переход атома из узла решетки в межузлие. Точечные дефекты вызывают местное искажение кристаллической решетки. Точечные дефекты оказывают влияние на некоторые свойства металлов и сплавов (электропроводность, магнитные свойства и др.).

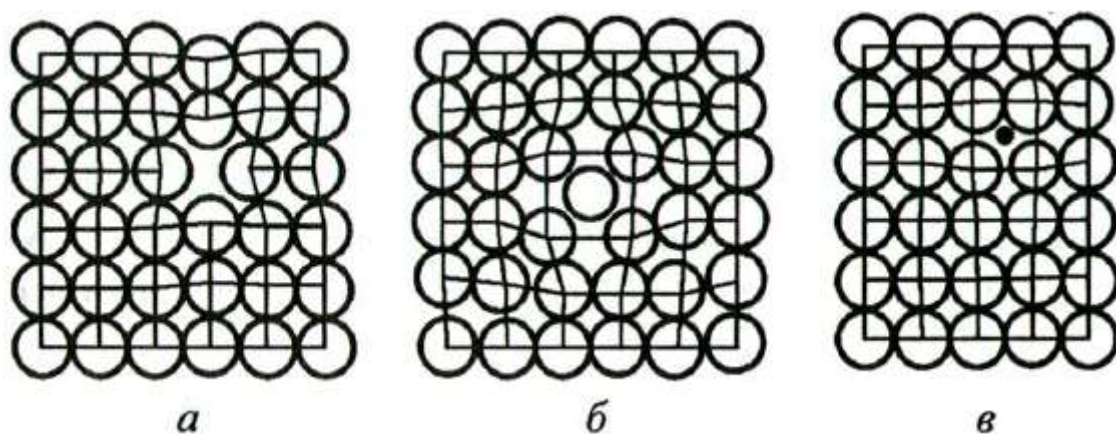


Рис. 4. Точечные дефекты: а – вакансии; б – межузельный атом; в – примесный атом внедрения

*Линейные дефекты* имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Такие дефекты называют *дислокациями*. Различают несколько типов дислокаций.

Краевая дислокация – локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней лишней полуплоскости (экстраплоскости). Эти дислокации образуются преимущественно при сдвиге (рис. 5, а). Если верхнюю часть кристалла сдвинуть относительно нижней на одно межатомное расстояние, причем зафиксировать положение, при котором сдвиг охватывает не всю плоскость скольжения, а только часть ее, то граница между участком, где скольжение произошло, и ненарушенным участком и будет дислокацией. Линия краевой дислокации перпенди-

кулярна вектору сдвига. Положительная дислокация – экстраплоскость сверху, отрицательная дислокация – экстраплоскость снизу. Эти понятия условны.

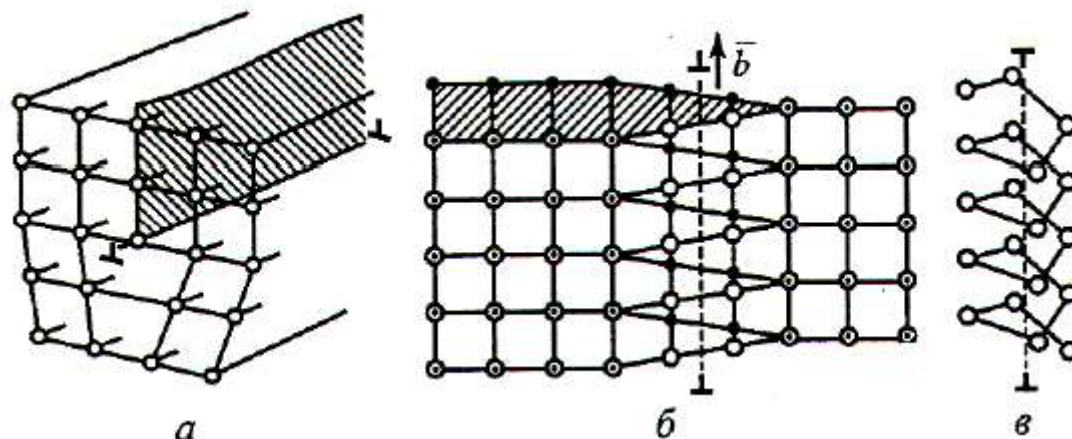


Рис. 5. Схемы дислокаций: *a* – краевой; *б* – винтовой

Винтовая дислокация образуется сдвигом, кристаллы располагаются параллельно направлению сдвига (рис. 6).

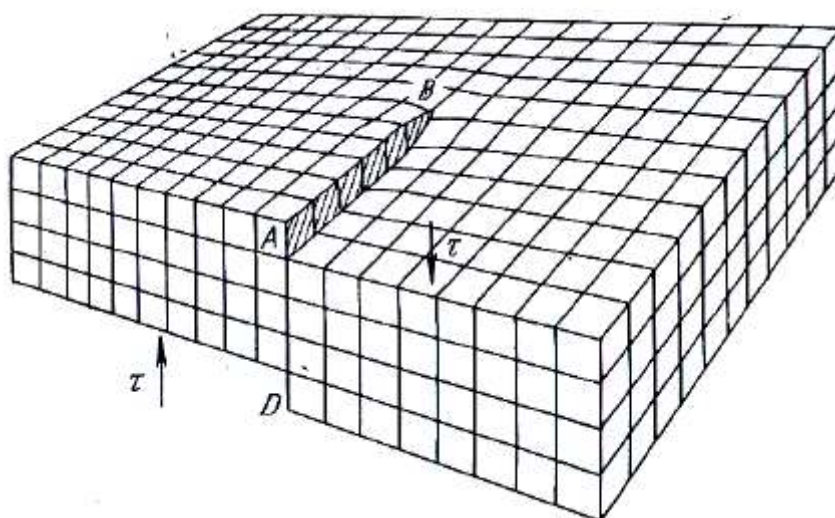


Рис. 6. Схема образования винтовой дислокации

При наличии винтовой дислокации кристалл можно рассматривать как состоящий из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности вдоль винтовой дислокации.

Дислокации окружены полями упругих напряжений, вызывающих искажение решетки. Энергия искажения – одна из важнейших характеристик дислокаций. Для оценки степени искажения кристаллической решетки, вызванной дислокацией, сравни-



вают совершенный кристалл с кристаллом с дислокацией. Критерием этого искажения служит *вектор Бюргерса*.

Вектор Бюргерса (рис. 7) является мерой искаженности кристаллической решетки, обусловленной присутствием в ней дислокаций. Если дислокации вводятся сдвигом, то вектор сдвига и является вектором Бюргерса. В краевой дислокации вектор Бюргерса перпендикулярен ее линии, а в винтовой параллелен. Если вектор Бюргерса охватывает несколько дислокаций, то величина его соответствует геометрической сумме векторов.

В основном дислокации образуются при кристаллизации, из групп вакансий, при деформации и фазовых превращениях. Упругие поля дислокаций взаимодействуют между собой: если дислокации одного знака, то они отталкиваются, если нет, то дислокации аннигилируют. Дислокации не могут прерываться внутри кристалла. Они прерываются на границах зерен, блоков либо на поверхности металлоизделий.

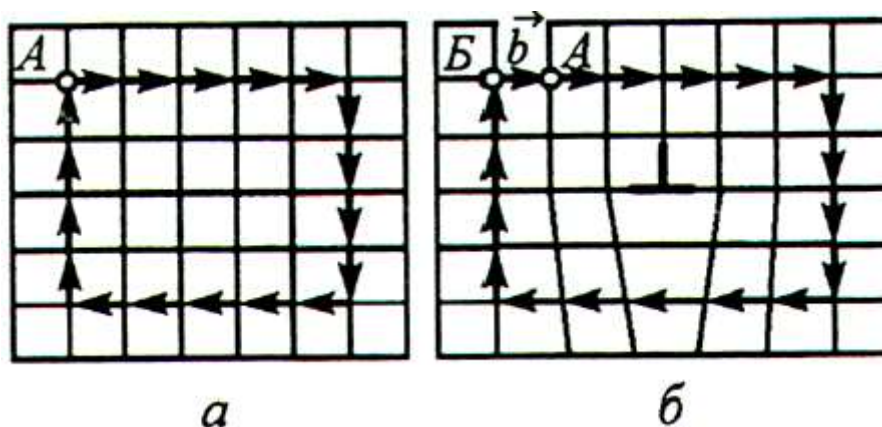


Рис. 7. Определение вектора Бюргерса

Важнейшей характеристикой дислокаций является их плотность. Под плотностью дислокаций понимают суммарную длину дислокаций, приходящуюся на единицу объема кристалла. Плотность дислокаций определяется путем подсчета числа выходов дислокаций, пересекающих единицу площади шлифа. При травлении шлифа на его поверхности можно выявить ямки травления, соответствующие выходу дислокаций, плотность дислокаций определяют также в электронном микроскопе. Одним из главных свойств дислокаций является «притягивание» в свою зону чужеродных атомов. Примеси из чужеродных атомов в зоне располо-

жения дислокаций образуют атмосферы (Коттрелла, Снуки, Сузуки и т. д.).

*Поверхностные несовершенства* – представляют собой поверхности раздела между отдельными зёрнами или субзёрнами (рис. 8).

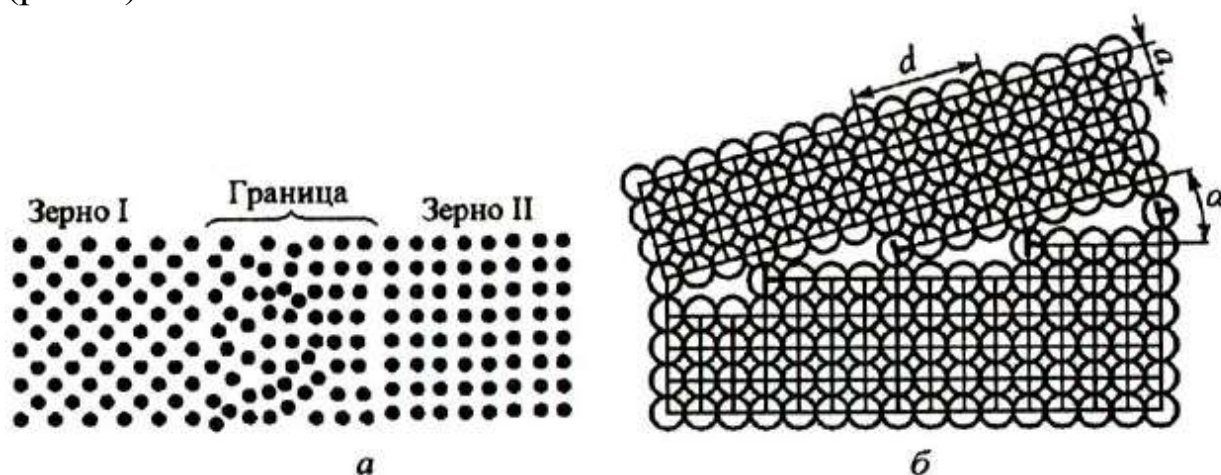


Рис. 8. Строение границ зёрен:  
а – большеугловые; б – малоугловые

Каждое зерно состоит из отдельных блоков или субзерен, образующих мозаичную структуру. Зерна разориентированы друг относительно друга на величину от долей градуса (малоугловые) до нескольких градусов или десятков градусов (большеугловые).

Блоки или субзерна повернуты друг относительно друга на угол от нескольких секунд до нескольких минут. Блоки (субзерна) меньше зёрен на три или четыре порядка.

Границы между отдельными зёрнами представляют собой переходную область шириной в 5-10 межатомных расстояний, где один тип кристаллической решетки переходит в другой. Вот поэтому на границе зерна атомы расположены менее правильно, чем в объеме зерна. На границах зёрен концентрируются примеси, где еще более нарушается правильный порядок расположения атомов (на границах субзерен наблюдаются меньшие нарушения). Границы блоков (субзерен) и малоугловые границы зёрен образованы дислокациями.

С увеличением угла разориентировки субзерен или блоков плотность дислокаций на границах возрастает. Так как в реальном металле длина границ блоков (субзерен) и зёрен высока, количество дислокаций огромно и достигает  $10^{-4}$ - $10^{-14}$  см<sup>-2</sup>.

*Объемные дефекты (микропоры)* образуются преимущественно в процессе длительной эксплуатации потенциально опасного оборудования, работающего в сложных напряженных условиях (при высоких температурах и давлениях, при циклических нагрузках и т. д.), путем стока большого числа дислокаций в межузлия зерен, где и образуются микропоры (рис. 9).

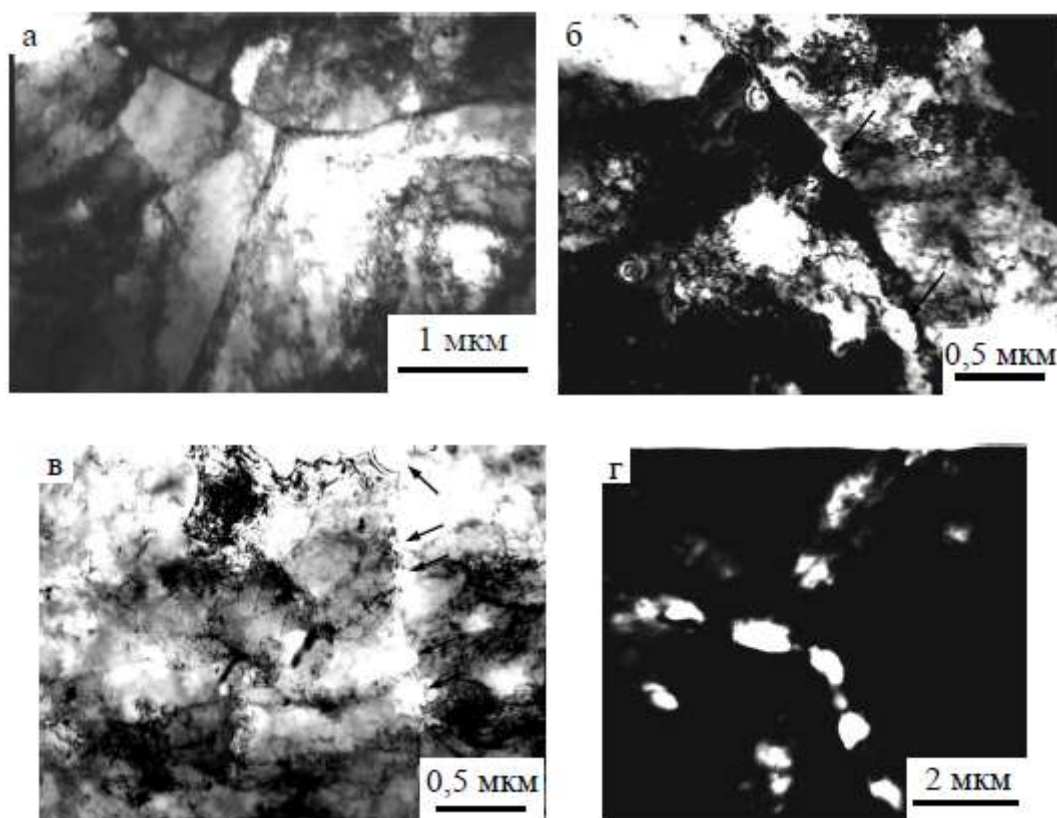


Рис. 9. Микропоры на границах зерен  
(стрелками указаны микропоры)

Дефекты приводят к созданию областей с повышенной свободной энергией, здесь активность прилежащих атомов повышена и выход дефектов кристаллического строения на свариваемые поверхности создает условия для образования центров схватывания. С точки зрения разрушения все дефекты кристаллического строения являются, при определенных условиях, очагами будущего разрушения.



### **3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

Работа выполняется в два этапа.

На первом изучаются теоретические положения.

На втором этапе студент самостоятельно составляет отчет, в котором описываются требования определенного раздела настоящих методических указаний.

### **4. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет по практическому занятию оформляется на листах формата А4 и должен содержать:

1. Название и цель работы.
2. Изложение заданного студенту раздела данных методических указаний.

### **5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Что такое сварка?
2. Какие характеристики и показатели определяют особенности атомного строения металлов (описать каждую из них)?
3. Что такое кристаллическое строение металлов?
4. Что называют полиморфизмом?
5. Что называют компонентами?
6. Что такое фаза, структура, система?
7. Какие основные виды фаз встречаются в промышленных (реальных) сплавах (описать каждую из них)?
8. Что относят к дефектам кристаллического строения (описать каждую из них)?
9. Что такое вектор Бюргерса?
10. Что представляют собой поверхностные несовершенства (описать строение)?
11. Описать схему связи атомов, расположенных на поверхности и внутри кристалла.

## Лабораторная работа №3

# МЕХАНИЗМЫ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ТРЕЩИН

## 1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

Цель работы является ознакомление с механизмом образования микротрещин и макроскопических трещин.

## 2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

**Микротрещина** – это трещина, имеющая микроскопические размеры, которую обнаруживают физическими методами не менее чем при пятидесятикратном увеличении

В. М. Финкель утверждает, что все без исключения микро-механизмы трещинообразования носят дислокационный характер, он также предполагает безусловное развитие пластической деформации.

В. С. Иванова предполагает, что образование микротрещин является механизмом релаксации локальных напряжений в тех условиях, когда релаксация напряжений, связанная с пластической деформацией, невозможна.

### 2.1 ОБРАЗОВАНИЕ МИКРОТРЕЩИН

Различает три основных вида трещин:

1. Пора, представляющая собой некоторый объем, ограниченный свободными поверхностями с отношением  $B_1/C \approx B_2/C$ , где  $C$  – длина поры (рис. 1, 2).

2. Упругая трещина, представляющая собой разрез тела конечной длины вдоль какой-либо плоскости (рис. 1) с соотношением  $B_1/C \approx B_2/C < 1$ , где  $C$  – длина трещины.

3. Дислокационная трещина, представляющая собой один из возможных видов ядра дислокаций с большим вектором Бюргера  $B = B_1 - B_2$  (рис. 1).

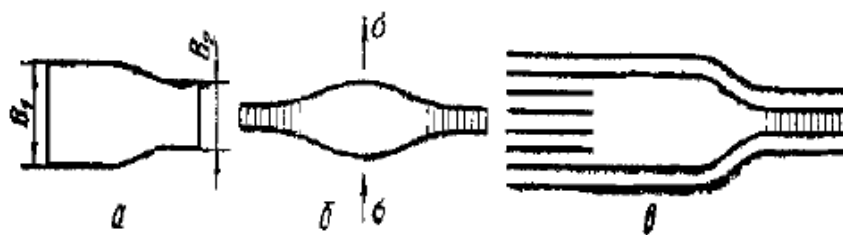


Рис. 1. Схема основных форм трещины: *a* – пора; *б* – упругая трещина; *в* – дислокационная трещина

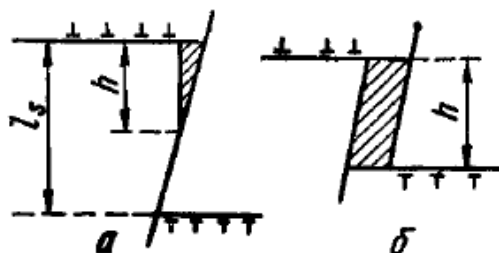


Рис. 2. Дислокационная трещина (*a*) и пора (*б*)

В реальных технических материалах, содержащих хрупкие включения, зарождение трещин может быть связано с растрескиванием хрупкой фазы.

Б. Л. Авербах рассматривает процесс образования микротрещин в материале, не имеющем трещин. Автор рассматривает разрушения с точки зрения предположения, что разрушению всегда предшествует локальное пластическое течение и что в результате этого течения возникает основная доля концентрации напряжений, необходимой как для образования, так и для распространения трещины. Локальное пластическое течение (скольжение или двойникование) автор наблюдал в окрестности поверхностей разрушения в каждом исследованном материале с металлическими, ковалентными или ионными связями.

Область чистого пластического течения во всем образце может быть мала, она сосредоточена в непосредственной близости к трещине, но она всегда есть.

Принимается также, что тот же самый механизм преобладает при развитии существующей трещины.

Б. Л. Авербах рассматривает поликристаллический материал и отдельное зерно, которое подвергается действию напряжений сдвига. Течение происходит скольжением или образованием двойников. Образование двойников происходит в областях игло-

видной или дискообразной формы, в которых действует значительное напряжение сдвига.

Скольжение – также прерывистый процесс. Для удобства изложения авторы объединяют двойники и полости скольжения в категорию полос течения, но каждое из этих явлений будет в дальнейшем рассматриваться отдельно. Схемы образования полосы течения приведены на рис. 3.

Поскольку скольжение в поперечном направлении затруднено, основными путями снятия локальной концентрации напряжений в вершине полосы течения могут являться либо скольжение, либо образование микротрещин.

Проникновение последующих полос течения в уже имеющиеся полосы скольжения или двойникования затруднено, поэтому результирующие перемещения в вершине полосы воспринимаются следующим зерном или возникающей трещиной (см. рис. 3).

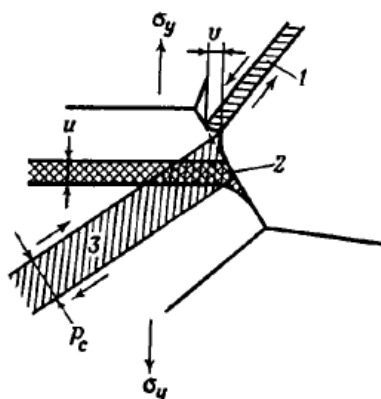


Рис. 3. Образование микротрещины у критической полосы течения:

1 – разгружающая полоса в соседнем зерне;  
2 – микротрещина; 3 – критическая полоса течения

Зачастую соседнее зерно не ориентировано в наиболее удобном направлении для легкого скольжения при данном напряжении, поэтому принимается, что, отрыв происходит преимущественно в тех зернах, которые имеют систему скольжения или двойникования близкую к направлению максимального напряжения сдвига, а плоскость отрыва близкую к нормальной по отношению к направлению растяжения.

Предел текучести и разрушающее напряжение примерно равны при температуре перехода от хрупкого к пластическому

состоянию, и, следовательно, изучение текучести при температуре перехода дает удобный способ определения критического напряжения текучести.

Модель Зингера – Стро связана с образованием плоского скопления дислокаций у препятствия и слияния их у головы скопления (см. рис. 4). Согласно этой модели, необходимо наличие прочных препятствий.

Согласно модели Коттрелла скопление дислокаций может происходить и в отсутствие физического барьера – при пересечении активных плоскостей скольжения. Более сложные схемы зарождения трещины и их затупления рассмотрены В. И. Владимировым.

При наличии нескольких скоплений дислокаций, расположенных в параллельных плоскостях скольжения.

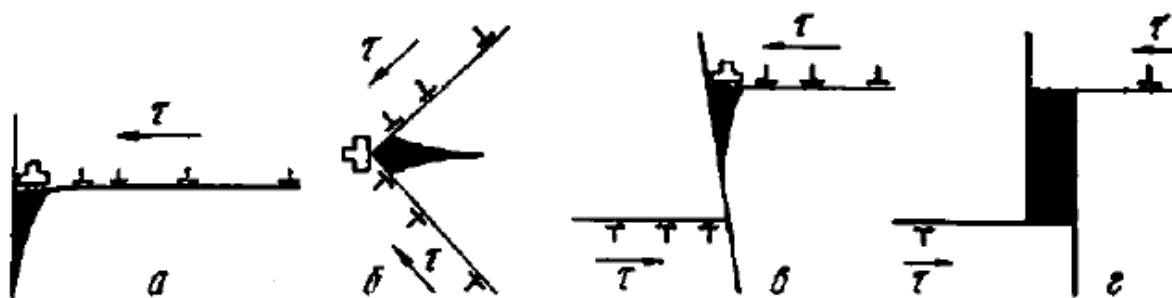


Рис. 4. Дислокационные модели зарождения микротрещин:  
*а* – модель Зингера – Стро; *б* – модель Коттрелла; *в* – зарождение;  
*г* – затупление микротрещины в модели встречных скоплений

Авторы на примере зарождения трещин путем объединения двух головных дислокаций в плоском скоплении (рис. 4) проанализировали роль тепловых флуктуаций и сделали вывод о том, что в различных дислокационных структурах, содержащих скопления дислокаций, вполне вероятно термофлуктуационное зарождение трещин.

В соответствии с концепцией А. В. Степанова скол также должен контролироваться пластической деформацией, т. е. зарождение трещины критической длины, инициирующей скол, должно быть термически активирующим процессом.

Определяли количество микротрещин, вызванных одним из приведенных ниже механизмов:

1) блокировкой полос скольжения барьерами типа дисперсионных включений и границ зерен либо другими полосами скольжения;

2) пересечением механических двойников;

3) растрескиванием хрупкой второй фазы.

Установлено, что максимальное число микротрещин образуется на участке деформационного упрочнения при температуре ниже перехода вязкость – хрупкость.

По мнению В. М. Финкеля, основным механизмом можно считать механизм образования микротрещин в карбидных частицах, действующих в ферритной матрице, как мощных концентраторов напряжений, способных создавать зародыши разрушения уже при деформации 1 %. Более 90 % микротрещин возникало по этой причине.

## **2.2. ДОКРИТИЧЕСКОЕ ПОДРАСТАНИЕ ТРЕЩИН**

В экспериментальном отношении докритический рост трещин, по-видимому, наиболее прост для регистрации (по сравнению с зарождением и лавинным ростом), поэтому учеными многих стран выполнено довольно большое количество работ по этому вопросу.

Принято, что образование микротрещин размером  $10^{-7}$  есть элементарный акт процесса разрушения. Дальнейшее поведение микротрещин такого размера в значительной степени зависит от характера дислокационной структуры, определяющей механизм роста трещин.

Микроскопические трещины, возникающие при пластической деформации, изучали с применением малоуглового рассеяния рентгеновских лучей, кроме того выполнено много прямых и косвенных электронно-микроскопических исследований.

Стокс, Ли и др. предполагают, что зарождение хрупкого разрушения связано с развитием микротрещин, которое происходит анизотропно вдоль кристаллографического направления, перпендикулярно вектору Бюргерса активной системы скольжения.

Скорость микротрещин определяется в основном ориентацией поверхности, содержащей микротрещины. Некоторые по-

тенциально возможные дислокационные механизмы подрастания трещин приведены на рис. 5.

В соответствии с механизмом Орована (рис. 5, а) при одноосном растяжении кристалла существовавшая ранее малая трещина, не способная к самостоятельному росту, инициируется приближающейся полосой скольжения.

Когда расстояние между полосой и трещиной станет достаточно малым, возникает скол.

При большом числе близкорасположенных полос скольжения трещина будет удлиняться, пока не достигнет размеров, удовлетворяющих условию Гриффитса.

Модель Паркера (рис. 5, б) предполагает встречу двух пачек скольжения в окрестностях поверхностей трещины. Третий механизм (рис. 5, в) предполагает возможное слияние трещины, генерируемой по механизму Коттрелла, с поверхностной трещиной.

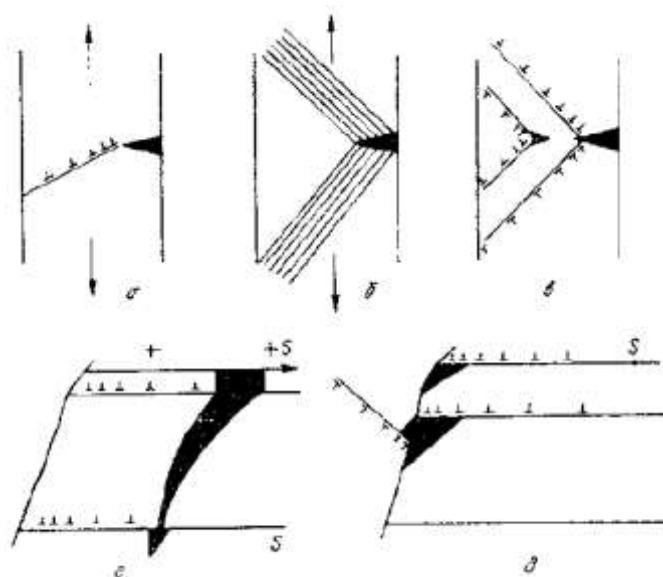


Рис. 5. Механизм докритического подрастания микротрещин

А. И. Орлов предложил механизм подрастания микротрещин, при котором подготовка материала к разрушению и пластическое течение происходят одновременно, где серия полос скольжения заблокирована границей либо каким-то барьером (рис. 5, з). Источник дислокаций, питающий полосу скольжения, заперт обратными напряжениями от скопления дислокаций.

Четвертый механизм (рис. 5, д) несколько сложнее, здесь трещина питается дислокациями с плоскостей скольжения сосед-

них зерен, так как дислокации могут иметь разные знаки, то напряжения в вершине трещины определяются неполным числом поглощенных дислокаций одного знака, что должно вести к дислокационной скачкообразности и к образованию пустот вдоль границы.

При исследовании кремнистого железа с помощью электронно-микроскопического метода удалось установить на расстоянии в 1 мкм перед трещиной существование значительной пластической деформации, приводящей к образованию небольшой микротрещины перед основной. *Последующее их объединение ведет к образованию и развитию магистральной трещины.*

Тельман предложил схему подрастания докритической трещины (рис. 6). В рамках чисто упругой задачи, когда удовлетворяется условие Гриффитса, обеспечивается хрупкий разрыв материала по прямой (рис. 6, а). На второй стадии (рис. 6, б) происходит развитие сдвиговых явлений в вершине и перед трещиной по механизму, подобному модели Паркера (рис. 5, б).

Концентрации энергии деформации может быть достаточно для образования микросдвига перед остановившейся трещиной с образованием микротрещины (рис. 6, в).

И, наконец, при одновременном расширении и притуплении остановившейся трещины происходит слияние основной и вторичной, и при увеличении радиуса кривизны вершины – последующее общее разрушение (рис. 6, г).

На локальное напряженное состояние у вершины распространяющейся трещины влияет эволюция дислокационной структуры, связанная непосредственным образом с исходной структурой материала и условиями нагружения (уровнем напряжений, температурой, геометрией, характером приложения нагрузки и т. д.). В случае знакопеременных нагрузок при определенных амплитудах напряжения реализуются условия, отвечающие условиям плоской деформации (размер зоны пластической деформации пренебрежимо мал по сравнению с длиной трещины).



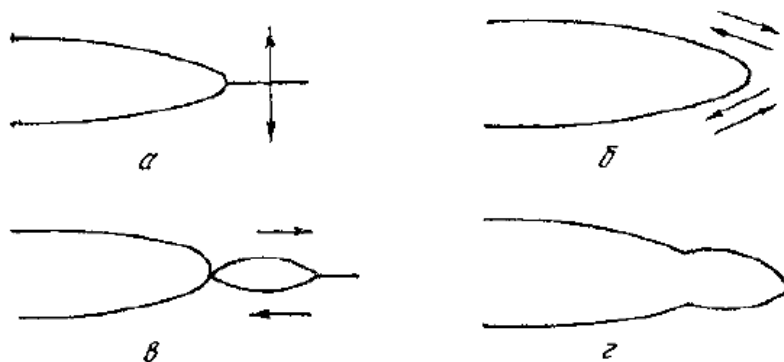


Рис. 6. Схема докритического подрастания микротрещин по Тельману

При этом впереди распространяющейся трещины формируется вторичная ячеистая структура на фоне первичной, образованной еще в инкубационный период усталости (еще до возникновения трещины).

Авторы предполагают, что при наличии такой структуры облегчается формирование плоских скоплений в пересекающихся системах скольжения за счет дислокаций, испускаемых субграницами вторичной ячеистой структуры, тогда вполне вероятен скачкообразный рост трещин путем зарождения дислокационной трещины впереди усталостной (рис. 7).

Иванова В. С. и др. предполагают хрупкий разрыв перемычки  $c$  в момент скачка дислокационной трещины  $d$  навстречу магистральной и что этим механизмом можно объяснить образование прерывистых бороздок в зоне стабильного роста усталостной трещины.

В. М. Финкель утверждает, что критическая деформация опережает развитие трещин.

При исследовании трансформаторной стали установлено, что разрушению предшествует локализованная деформация перед трещиной, при которой происходит сдвиг по плоскостям скольжения, сдвиг и разворот зерен на границах, изгиб зерен и создание различных участков с отличной от матричной ориентировки.

В случае реальных технических металлов и сплавов на механизм роста микродефектов в значительной степени влияют и чистота металла, и его микроструктура, а также и особенности скольжения, связанные с кристаллической структурой и величиной энергии дефекта упаковки.

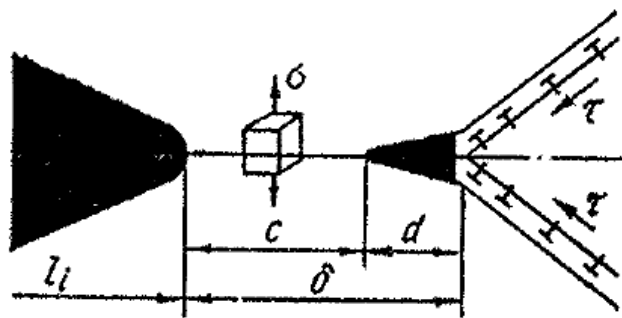


Рис. 7. Механизм образования усталостных прерывистых бороздок при росте усталостной трещины

Установлены аналитические зависимости скорости термоактивированного роста для случаев:

- 1) фронт микротрещины прогибается в промежутках между включениями;
- 2) включения разрушаются на некотором расстоянии от вершины макротрещины (характерно для малоциклового усталости).

Схема механизмов разрушения качественно объясняет уменьшение эффективной поверхностной энергии разрушения с увеличением длины трещины. Следовательно, торможение или ускорение развития трещины зависит от характера взаимодействия фронта трещины со структурными несовершенствами (границами зерен, включениями, двойниковыми прослойками и др.). *Изучали зарождение и распространение трещин в закаленных сталях.* Первые трещины появляются как в феррите и бейните после протекания в них локализованной пластической деформации, так и в карбидной сетке. В заэвтектоидной стали трещина преимущественно движется по цементуемой сетке, но пересекает и перлитные зерна. С повышением скорости трещина в большей степени может развиваться по перлитным зернам (рис. 8). Первые трещины зарождаются в динамически разрушаемой малоуглеродистой стали в перлитных колониях и по границам зерен.

Исследовали углеродистые доэвтектоидные и заэвтектоидные стали с крупнопластинчатым перлитом. При растяжении надрезанных образцов пластической деформации подвергаются прежде всего ферритные зерна.

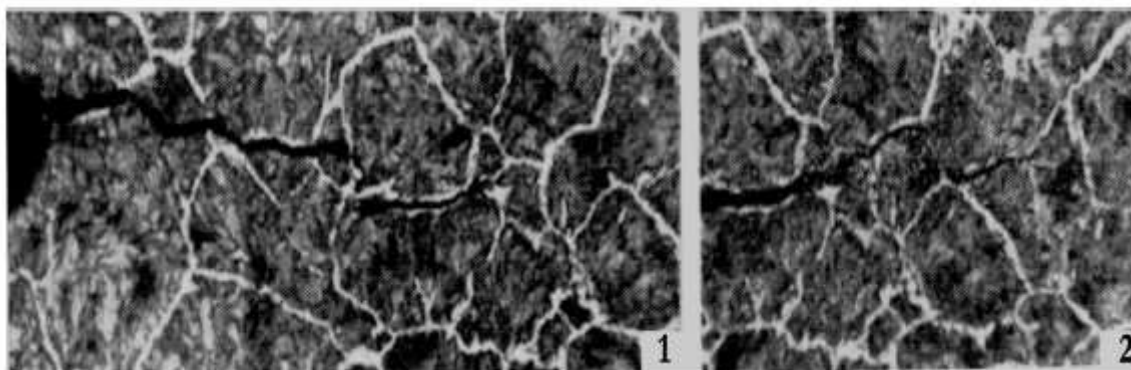


Рис. 8. Рост трещины в заэвтектоидной стали,  $\times 120$ .  
Время от начала нагружения: 1-5 с; 2-148 с

Эта избирательность проявляется наиболее интенсивно вблизи ложа трещины. Отмечалось запаздывание деформации перлитных зерен по сравнению с ферритными.

Неоднородность деформаций приводит к тому, что трещина в первые моменты своего роста стремится распространяться по ферриту или по межфазной границе, или по границе ферритного и перлитного зерен (рис. 3.9). По этим границам обычно происходит разворот зерен при деформации. Зона пластической деформации в заэвтектоидных сталях значительно меньше, чем в доэвтектоидных. Тем не менее, пластическая деформация наблюдается даже при развитии трещин по цементируемой сетке.

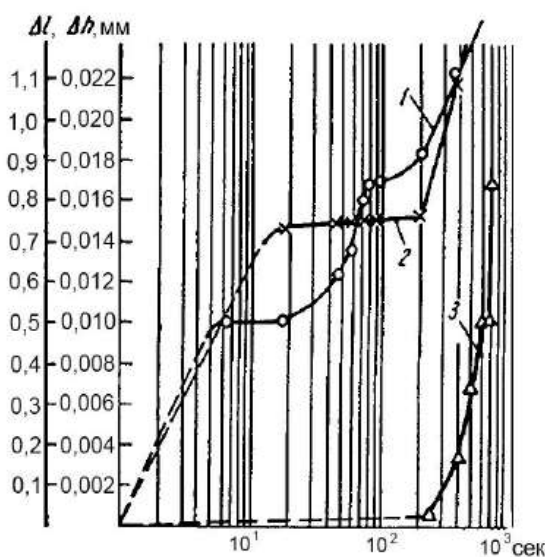


Рис. 9. Рост трещин в заэвтектоидной стали со временем:  
1 – уширение; 2 – удлинение при напряжении  $450 \text{ MN/m}^2$ ;  
3 – уширение при напряжении  $340 \text{ MN/m}^2$

## 2.3. ОБРАЗОВАНИЕ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ТРЕЩИН

Наличие микротрещины размером с диаметр одного зерна – еще не достаточное условие для полного разрушения. Б. Л. Авербах исследовал образцы железа с наличием более 1 % треснувших зерен, течение в них продолжалось обычным образом при увеличении напряжений. Каждая микротрещина затуплялась и вокруг нее возникало пластическое течение, а результирующие локальные концентрации напряжений пренебрежительно малы.

Для развития разрушения необходимо, чтобы микротрещина распространилась сквозь окружающие ее зерна и разделила образец на две части либо встретила другие растущие трещины, которые начали расти с подобных же зарождений микротрещин.

Рассмотрим два случая.

1. *По всему поперечному сечению элемента конструкции действуют напряжения, равные пределу текучести.* Предполагается, что каждое зерно, имеющее активную систему скольжения, параллельную направлению максимального сдвигового напряжения (под  $< 45^\circ$  к направлению растяжения), подвергается локальному течению. При наличии в данном зерне или соседнем плоскости скола, нормальной к направлению растяжения, существуют благоприятные условия для образования микротрещины.

2. *Рассматриваем макроскопическую трещину, распространяющуюся в пластине.* Впереди такой трещины также существует область пластического течения, и здесь также предполагается, что в каждом благоприятно ориентированном зерне будет образовываться микротрещина.

Предполагается, что микротрещины в зоне пластического течения растут и развиваются назад, и сливаются с основной трещиной. Основная трещина растет дискретными шагами. С помощью скоростной фотографии наблюдали этот процесс.

Считается, что размер пластической области впереди трещины является критическим параметром при определении перехода между хрупким (плоская деформация) и пластичным (плоское напряженное состояние) разрушением.

Ряд исследований подтверждает, что плоская деформация имеет место, когда размер пластической зоны меньше, чем тол-

щина пластины, а переход к общему течению происходит, когда размер пластической зоны превышает толщину трещины.

**Можно рассмотреть два подхода:**

1. Специалист может вычислить максимальный размер трещины, *допустимой при заданном расчетном напряжении*.

2. Специалист, по определенному методу неразрушающего контроля, максимальному размеру границы зерна (и т. д.) *вычисляет максимальное допустимое напряжение*.

Оба способа использовались для расчета различных конструкций.

Радиус пластической зоны у вершины трещины определяли Макклинток и Арагон в условиях плоского напряженного состояния.

Если размер пластической зоны значительно меньше, чем толщина образца, и выполняются четко условия плоской деформации, то энергия, необходимая для хрупкого разрушения, не зависит от размера образца и от температуры испытания. Для вычисления минимальной энергии разрушения использовали микроскопические представления, изложенные ранее.

Вессель и другие авторы определили истинную энергию разрушения для многих материалов (для мартенситостареющих сталей, хромоникелевых, титановых, бериллиевых, алюминиевых сплавов). Однако ими отмечено, что пластическая зона при более низкой температуре ( $-190^{\circ}\text{C}$ ) была намного меньше, чем при температуре ( $-18^{\circ}\text{C}$ ), что необходимо учитывать при расчетах.

Микроскопический расчет начинается с предположения о том, что каждое благоприятно ориентированное зерно для образования критической полосы течения шириной  $P_c$ , порождает микротрещину. Макроскопическая модель схематично показана на рис. 10.

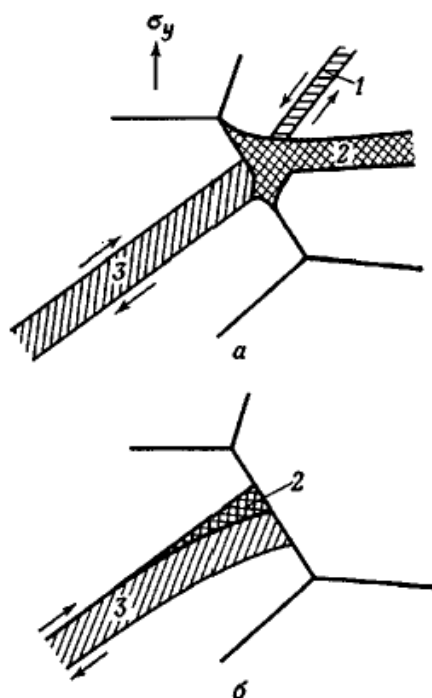


Рис. 10. Растрескивание и течение в соседнем зерне как результат наличия критической полосы течения (а) и растрескивание вдоль полосы течения как результат изгиба (б): 1 – вторичная полоса течения; 2 – микротрещина; 3 – критическая полоса течения

В материале с ОЦК решеткой для растрескивания необходимо, чтобы плоскость течения или двойникования была параллельна максимальному напряжению сдвига. При этом максимальное нормальное растягивающее напряжение перпендикулярно плоскости отрыва в том же зерне или в соседнем (рис. 10), где и образуется микротрещина.

Одна из возможностей зарождения трещин показана на рис. 10. Она состоит в том, что плоскость скольжения в критическом зерне будет изгибаться вследствие локальных искажений, возникающих при блокировке полосы течения, что приводит к отрыву вдоль критической полосы течения.

При рассмотрении совокупности зерен, благоприятно ориентированных для образования критических полос скольжения, использовали направление действия максимального нормального напряжения в качестве направления отсчета.

Из рис. 10 видно, что сдвиг в направлении скольжения вызывает смещение вдоль направления действия нормальных напряжений. Точная величина перемещения плоскости отрыва

будет зависеть от относительного угла наклона плоскости скольжения. Можно считать, что получившаяся микротрещина имеет раскрытие и длину в один диаметр зерна  $d$ .

Локальное напряжение, связанное с образованием микротрещины, снижается благодаря появлению полосы течения в соседнем зерне. Вторичная полоса течения первоначально не может быть такой же большой, как и первая, поскольку часть указанного перемещения пошла на раскрытие трещины, другая часть – на боковое перемещение.

Данное значение энергии разрушения с физической точки зрения соответствует типичному пределу энергии разрушения, так как оно соответствует механизму распространения, связанному с текучестью при распространении разрушения только на одно зерно.

Во всех случаях при расчетах выбирали  $W = 10^{-4}$  см и  $d = 10^{-3}$  см. И если приложенное напряжение больше, чем расчетное, то имеется явная опасность хрупкого разрушения.

Б. Л. Авербах установил, что минимальное значение энергии, необходимой для распространения макротрещины, составляет примерно  $2 \cdot 10^6$  дин/см для материалов, в которых действуют металлические, ковалентные и ионные межатомные силы.

Существует два основных предположения:

***1. Разрушению всегда предшествует некоторое локальное пластическое течение.***

***2. Наименьшая пластическая зона имеет размер порядка одного зерна.***

Второе предположение устанавливает нижний предел деформированной области для хрупкого развития разрушения, что дает возможность определить минимальное значение поверхностной энергии разрушения для любого материала.

### **3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

Работа выполняется в два этапа.

На первом изучаются теоретические положения.

На втором этапе студент самостоятельно составляет отчет, в котором освещаются требования определенного раздела настоящих методических указаний.

### **4. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет по практическому занятию оформляется на листах формата А4 и должен содержать:

1. Название и цель работы.
2. Изложение заданного студенту раздела данных методических указаний.

### **5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Какие три основных вида трещин различают?
2. Сущность модели Зингера – Стро?
3. Сущность модели Коттрелла?
4. Сущность концепции А. В. Степанова?
5. Сущность модели Паркера?
6. Что влияет на локальное напряженное состояние у вершины распространяющейся трещины?
7. Для каких случаев установлены аналитические зависимости скорости термоактивированного роста?
8. Что необходимо для развития разрушения?
9. Сущность механизма Орована?
10. Необходимые условия для распространения макротрещины (описать два случая).
11. Какие два основных предположения разрушения?



## Лабораторная работа №4

### РАЗРУШЕНИЕ ПРИ УСТАЛОСТИ

#### 1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

Цель работы является ознакомление с основной теорией Гриффитса, современным состоянием механики разрушения.

#### 2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Многие технические устройства в процессе эксплуатации испытывают знакопеременные нагрузки, и при длительной их работе в этих условиях в металле происходит зарождение и развитие микротрещин, механизм зарождения которых, носит так называемый усталостный характер.

##### 2.1. УСТАЛОСТЬ И ВЫНОСЛИВОСТЬ

Усталостью называют процесс, приводящий к появлению и развитию трещин, а затем к полному разрушению тела, изменения состояния и свойств материала под действием повторно-переменных напряжений. Различают знакопеременность нагружения (рис. 1) и повторность или многократность.

Усталость уже проявляется при наличии повторности нагрузок одного направления, например, пульсации с изменением нагрузки от нуля до некоторого максимума (рис. 1).

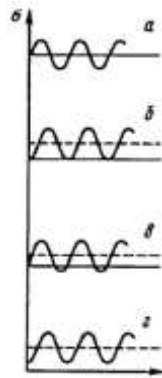


Рис. 1. Схематическое изображение типичных циклов повторно-переменного нагружения: а – симметричный цикл; б – знакопостоянный цикл; в – асимметричный знакопеременный цикл; г – асимметричный знакопостоянный цикл

Знакопеременность нагружения значительно усиливает развитие усталостных процессов, и наиболее опасным является симметричный цикл по сравнению с асимметричным циклом с положительным средним напряжением.

Опасность усталостного нагружения, по сравнению с однократным статическим, заключается:

- 1) в более низкой величине разрушающего напряжения;
- 2) в более резком и неблагоприятном влиянии на прочность неоднородности микроструктуры, надрезов, остаточных растягивающих напряжений, коррозионного воздействия и т. д.;
- 3) в менее пластичном строении излома, что чаще приводит к внезапной заключительной стадии излома – долому.

*Выносливостью называют способность материала противостоять процессу усталости.*

Кривые усталости, называемые кривыми Велера, бывают двух типов: для невысоких температур кривые, начиная с некоторого известного числа циклов, практически переходят в горизонталь (рис. 2); при высоких температурах испытания и для всех материалов в коррозионной среде кривые непрерывно понижаются.

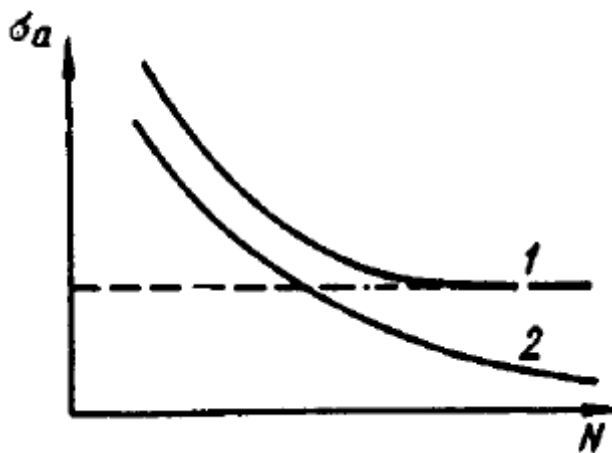


Рис. 2. Кривые усталости металлов

***Пределом выносливости называют наибольшую величину максимального напряжения цикла, не вызывающего разрушения практически при очень большом числе циклов.***

Очевидно, что такой предел ( $6,0-1,0 \text{ кг/мм}^2$ ) может быть установлен только для сталей, имеющих кривую усталости с горизонтальным участком.

Левой части кривой усталости соответствует так называемая усталость при малом числе циклов или разрушение от повторно-переменных нагрузок (при числе циклов от тысяч до десятков и сотен тысяч).

Повторно-статическое разрушение может происходить и от *нагрузок, которые прежде считали статическими, например, от пусков и остановов машин, турбин, котлов, от резких изменений режима их эксплуатации, от термических, магнитных, монтажных напряжений при их повторных изменениях в процессе длительной эксплуатации.* Многие повреждения объектов повышенной опасности связаны с малоцикловой усталостью.

Кривую усталости можно строить только при доведении испытания до полного разрушения образца или изделия; по началу развития трещины; по накоплению определенной поврежденности.

Существует большое число электрических, оптических, магнитных, акустических и других методов определения начала появления усталостной трещины.

Ввиду трудоемкости испытаний разработано и предложено большое число упрощенных, ускоренных и косвенных методов определения усталостной прочности.

Преимущественно характеристики усталостной прочности образцов и различных изделий получены при стационарном циклическом повторении нагрузки или перемещения. В реальных условиях эксплуатации подобные регулярные режимы являются редким исключением.

В реальных условиях имеются различные сочетания нагрузок, вибраций (нередко одновременно нескольких различных и не стационарных частот и амплитуд), кратковременных статических и ударных нагрузок. Диапазон изменения частоты в условиях работы различного оборудования чрезвычайно широк: от нескольких циклов нагружения в месяц, до нескольких тысяч циклов в секунду

Установлено, что увеличение частоты (в определенной степени) эквивалентно увеличению скорости деформирования и нагружения. *Наложение на повторные нагружения малой частоты небольших по амплитуде вибраций во многих случаях при-*

*водит к значительному снижению прочности и долговечности деталей.*

Наличие надрезов, царапин, рисок от резца и т. д. снижает сопротивление усталости сталей. Создание в поверхностном слое остаточных сжимающих напряжений за счет поверхностной обработки металла (ППД, азотирования, цементации и т. д.) благоприятно влияет на усталостную прочность.

*На возникновение и развитие усталостных повреждений в зависимости от температуры повторного нагружения оказывают влияние следующие факторы:*

- при низких температурах – двойники и хрупкие трещины;
- при высоких температурах – межзеренные смещения и трещины от действия длительных статических нагрузок.

При повышенных температурах на процесс усталостного разрушения оказывает влияние ползучесть; установлено, что сопротивление ползучести при переменных нагрузках падает с ростом растягивающей составляющей.

При повышении температуры форма кривой Велера изменяется наиболее часто. Горизонтальный участок, существовавший при пониженной и комнатной температурах, переходит в наклонный участок, поэтому оценивают лишь ограниченный предел выносливости, отнесенный к определенной базе (числу циклов) испытаний.

При повышенных температурах обычно влияние концентрации напряжений снижается из-за возрастания местной пластичности. Исключения представляют аномальные явления в температурных интервалах, связанных с физико-химическими процессами.

Влияние окружающей среды при усталостных явлениях проявляется довольно отчетливо. В течение практически всего времени работы оборудования усталостные процессы развиваются в поверхностной зоне из-за отсутствия макропластических деформаций.

Следовательно, большая длительность нагружения способствует усилению влияния внешних воздействий, в том числе коррозионных, на усталостную прочность. *При этом возникает*

*смешанное разрушение от коррозионного и механического воздействий, т. е. происходит коррозионная усталость.*

Микроструктура и химический состав оказывают существенное влияние на сопротивление усталости.

Многие исследователи отмечают снижение усталостной прочности с увеличением размера зерна. При испытании на усталость жаропрочного сплава определено, что при увеличении размера зерна в 4 раза предел выносливости (на базе  $10^6$  циклов) цилиндрических образцов уменьшается на 25 % при температурах 20 и 650 °С, разрушение при этих температурах имеет внутризеренный характер, при температуре 815 °С имело – межзеренный. Согласно данным мелкозернистый сплав 6059 в условиях симметричного изгиба при 650 °С оказался прочнее, чем крупнозернистый.

Важность строгого соблюдения термической обработки указывалась в работе. По мнению авторов, в сложных условиях эксплуатации лопаток турбин прочность материала зависит в большей степени от температуры закалки.

Так заниженная температура закалки приводит к недостаточному сопротивлению ползучести, а повышенная температура может привести к значительному росту зерна, что может быть причиной преждевременного разрушения материала от недостаточной усталостной прочности.

В процессе циклических испытаний при высоких температурах изменяются состояние поверхностного слоя (обеднение углеродом и легирующими элементами, окисление по границам зерен, изменение микрорельефа и т. д.) и структура в целом (выделение и коагуляция фаз, сдвиги, рекристаллизация), которые оказывают значительное влияние на физико-механические свойства материала.

Существенное различие проявляется во влиянии неметаллических включений в сталях на усталостную и статическую прочность. ***Включения при однократных нагрузках обычно влияют слабее на физико-механические характеристики (местная пластическая деформация снижает концентрацию напряжений вблизи включений), чем при повторных.***

## 2.2. ЗАКОНОМЕРНОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Исследования усталостной прочности металлов и сплавов проводятся более ста лет, однако из-за сложности явления до сих пор еще окончательно не сформулирована теория усталости, поэтому принято говорить не о теории усталости, а об установленных закономерностях или гипотезах усталостного разрушения с дислокационных, энергетических, статистических и других научных позиций.

Гипотезы направлены на выяснение причин усталостного разрушения металла, не имеющего микродефектов.

Орован впервые связал усталостное разрушение с локальностью процесса в узких пластических зонах, внедренных в упругую среду. Согласно его теории, напряжения в пластических зонах возрастают тогда, когда при циклических нагрузках происходят пластические сдвиги по плоскостям скольжения, вызывающие упрочнение, и при достижении предела прочности возникает трещина.

Однако его теория не отражала разницы в характере статических и усталостных разрушений. И. А. Одинг впервые установил, что *знакопеременные напряжения вызывают в металле два противоположных процесса: упрочнение и разупрочнение*. Он также установил закономерности изменения циклической вязкости при действии различных по уровню напряжений и сделал вывод о том, что при знакопеременных напряжениях выше предела выносливости разупрочнение преобладает над упрочнением, а при напряжениях, равных или ниже предела выносливости, возможны два варианта:

- 1) равенство эффектов упрочнения и разупрочнения;
- 2) разупрочнение возможно на начальной стадии, а затем оно подавляется упрочнением, которое связывают с наклепом и старением.

И. А. Одингом предложена вакансионно-дислокационная теория усталости и им разработан механизм вакансионного зарождения усталостных трещин. Усталостное разрушение он рассматривает как процесс образования вакансий и их скопления в колонии, вакансии могут образовываться при движении дислока-

ций. В процессе усталости происходят процессы сращивания вакансий в колонии и их осаждение на микропорах и микротрещинах.

В. С. Иванова различает три периода усталости. В *первом инкубационном* в зернах еще нет полос скольжения, во *втором периоде* появляются субмикроскопические трещины, а в *третьем* – макротрещины.

Например, для меди относительная длительность периода усталости составляет: 1-й период – 3 %; 2-й период – 5-30 %; 3-й период – 67-97 %.

С. И. Ратнер исследовал влияние знакопеременных нагрузок на сопротивление хрупкому разрушению материалов с различным пределом прочности. Было установлено наличие двух процессов: повышение сопротивления пластической деформации и понижение сопротивления отрыву, причем автор отдает предпочтение понижению сопротивления отрыву.

Н. Н. Афанасьев в своей теории основывается на следующих физических положениях:

- металл состоит из кристаллитов, имеющих внутренние напряжения II и III рода – при росте кристаллиты разных размеров неоднородны по химическому составу;

- механические свойства зерен в направлении действия силы – различны из-за неоднородности напряженного состояния и состава.

Приняты два равноценных допущения: или все зерна имеют в направлении действующей силы одинаковый предел текучести, но различно напряжены; или все зерна одинаково напряжены, но имеют различный предел текучести.

На основе этих допущений автор вывел уравнение кривой растяжения, хорошо коррелирующей с экспериментальными данными, и рассчитал вероятность возникновения усталостных трещин.

В. В. Болотин получил уравнение кривых усталости для любой вероятности разрушения, уравнения средних значений и стандартных отклонений разрушающего напряжения и числа циклов до разрушения.

Большое число работ посвящено дислокационным теориям образования усталостных трещин, базирующихся на том положении, что разрушению предшествует процесс перемещения дислокаций.

Фудзита рассмотрел зарождение усталостной трещины с точки зрения аннигиляции двух краевых дислокаций, расположенных в двух параллельных плоскостях скольжения. Аннигиляция дислокаций приводит к образованию микропор, развивающихся в микротрещины.

Мотт считает, что вакансии играют роль «разрыхлителя» металла вблизи плоскостей скольжения. Он предложил для рассмотрения три периода усталости:

- 1) период упрочнения при наличии тонкого скольжения;
- 2) период прекращения упрочнения, расширения полос скольжения и превращения их в трещины;
3. период развития трещин.

Предполагается, что при циклических нагрузках в металле возможны следующие механизмы зарождения усталостных трещин:

- при коагуляции вакансий;
- при осаждении вакансий на микропоры;
- при аннигиляции дислокаций;
- при неоднородном скольжении, сопровождающемся экстррузией и интрузией.

Таким образом, теорию процесса усталостного разрушения нельзя считать законченной.

## **2.3. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ УСТАЛОСТИ**

Рассмотрим некоторые из результатов исследований и выводов из них, которые наиболее существенны для понимания механизма процессов при циклическом нагружении.

Однократный и многократный процессы деформирования имеют много общих черт и ряд несомненных различий. Сходство заключается в следующем:



1. Общность кристаллографических поверхностей и направлений сдвига при однократном и многократном нагружении монокристаллов.

2. Развитие усталостной трещины, как и трещины при однократном пластическом разрушении, происходит из плоскостей (линий) пластических сдвигов.

3. Существование корреляционных эмпирических связей, установленных между механическими характеристиками однократного нагружения и сопротивления усталости.

4. Кинетика развития усталостной трещины в общем случае имеет те же четыре периода, что и разрушение при однократном нагружении.

В то же время многократность нагружения вызывает специфические особенности, к которым относятся:

1. Значительно большая макроскопическая неравномерность при повторном нагружении, чем при однократном. Из-за неравномерности интегральные характеристики детали в целом, например, электросопротивление, статические испытания образца после испытания на усталость и т. д. для оценки ранней пластической стадии малопригодны. Лишь развитие макротрещины изменит не только локальные свойства, но и свойства образца.

2. Малые многократные пластические деформации оказывают охрупчивающее действие на материалы в большей степени, чем однократные в зависимости от состояния поверхности, коррозионному воздействию, наличию надрезов и т. д.

3. Образование тонких линий сдвига после короткого начального периода многократного нагружения (некоторые из этих линий в дальнейшем расширяются в полосы), в то время как однократное нагружение сопровождается возникновением тонких линий сдвига и ростом их числа. Отсюда, однократное нагружение приводит, преимущественно, к возникновению новых линий сдвига, а многократное – к расширению некоторых из них (рис. 5.3). Однако показано, что усталостное разрушение может начинаться и от границ зерен (очагами в данном случае являются линии сдвигов внутри зерен).

4. При усталостном нагружении линии сдвига начинают перерастать в микротрещины гораздо раньше, чем при однократном. Электрополирование после однократного деформирования

устраняет большую часть линий сдвигов, однако после многократного (усталостного) деформирования уже после  $1/20$  от общего числа циклов усталостные линии сдвигов не устраняются электрополированием и более резко выражены. Кроме того, усталостную линию, охватывающую два зерна и более, можно рассматривать как начальную трещину. По всей видимости, расширение линий сдвига в процессе усталости свидетельствует о начале повреждаемости.

5. Упрочнение при циклической пластической деформации частично или полностью снимается с уменьшением амплитуды циклов, вот поэтому усталостная пластическая деформация может развиваться до больших суммарных величин, чем деформация при однократном нагружении.

*Отсюда вытекает, что при усталостном процессе нельзя алгебраически складывать отдельные шаги пластической деформации.*

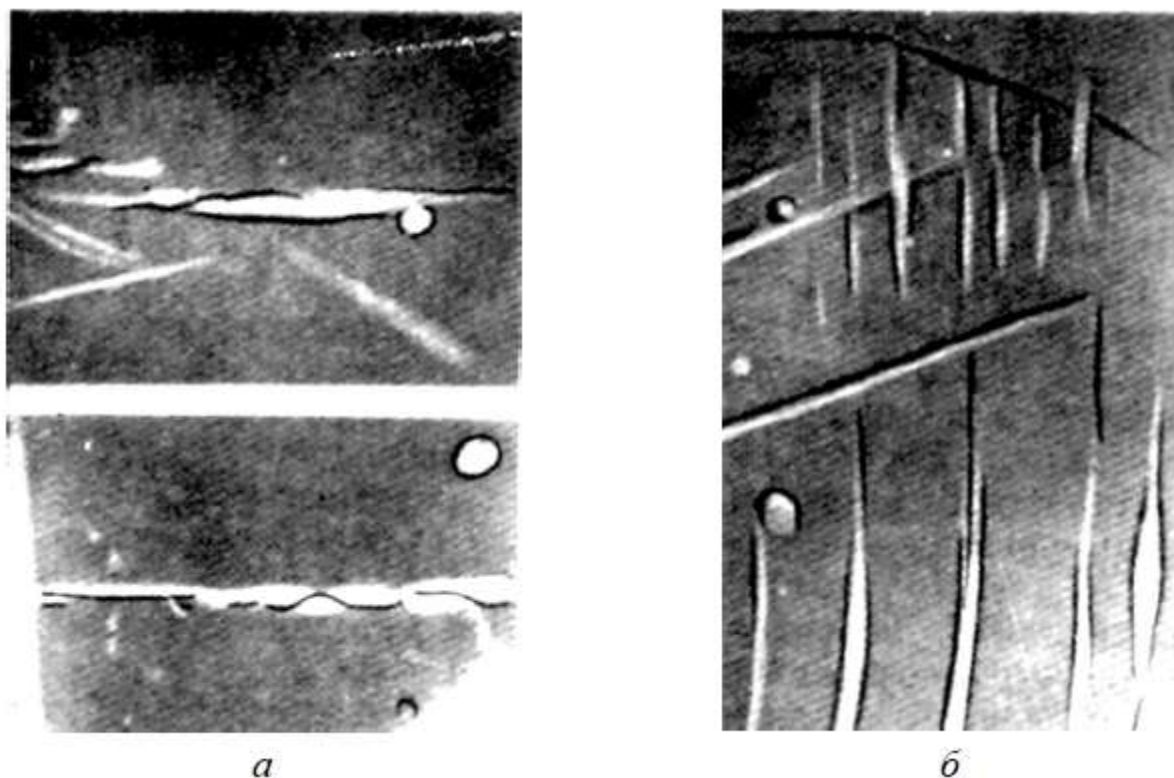


Рис. 3. Полосы скольжения в усталостных образцах стали  
15 % Cr – 15 % Ni, пластмассовая реплика:  
 $a - \sigma_a = \pm 28 \text{ кгс/мм}^2, N = 500 \times 10^3 \text{ циклов}; b - \sigma_a = \pm 38 \text{ кгс/мм}^2,$   
 $N = 50 \times 10^3 \text{ циклов}$

Кинетика усталостного разрушения определяется:

– Появлением признаков начального разрушения на очень ранних стадиях от 1 до 10 % от долговечности в зависимости от условий испытания, материала и т. д.

– Весьма медленным развитием разрушения. Например, на чистой меди, первые, не устраняемые последующей электрополировкой, полости сдвига видны после 4 % от общей долговечности, только после 43 % от общего числа циклов трещина распространилась на два зерна, после 77 % – на четыре и после 93 % трещина охватила свыше 10 зерен.

С применением металлографических методов исследования, электронной микроскопии наблюдали следующие стадии в подготовке образования усталостной трещины:

1. Появление следов сдвига в виде отдельных точек или небольших ямок сферической или конической формы.

2. Выстраивание в ряды и затем слияние этих ямок в сплошные полосы или линии сдвига.

3. Перерождение неустойчивых полос сдвига в устойчивые, не устраняемые дальнейшим электрополированием.

4. Появление тонких трещин в структуре полос сдвига (рис. 3, 4).

Переход некоторых из устойчивых полос сдвига в зародышевые трещины не означает, что все усталостные трещины образуются таким образом.

При макроскопическом развитии усталостная трещина может проходить через четыре кинетических периода: *инкубационный, торможения, стационарный и заключительно ускоренный – заканчивающийся полным разрушением.*

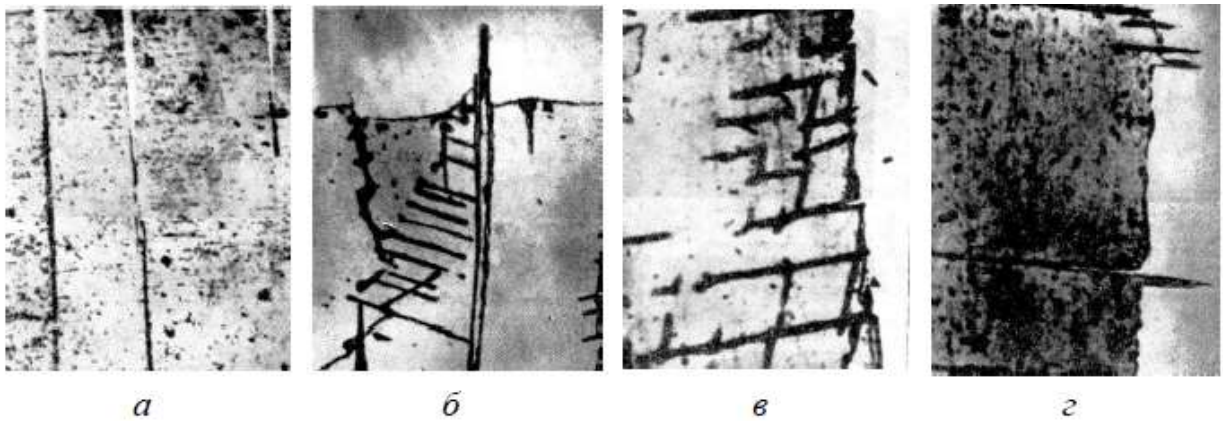


Рис. 4. Тонкие трещины на поверхности: а – трещины, образующиеся в медном образце при усталостных испытаниях в течение периода, составляющего 0,1 долговечности; б – трещины, образующиеся по обеим сторонам выступа усталостных испытаний такой же длительности; в – двойное скольжение в меди, приводящее к нарушению поверхности – образованию «блоков»; г – тонкие трещины и гребни или выступы и впадины, одновременно появляющиеся в меди в процессе усталости

Хоникомб выявил характерные изменения микропрофиля поверхности на кристаллах Al, Cu, AgCl и др.:

1. Выступы (гребни) выталкивания, которые располагаются в ряды вдоль линий сдвигов.

2. Впадины (углубления) вталкивания или вдавливания.

Размер выступов больше в центре и меньше по краям области деформации.

Н. Ф. Мотт, А. Х. Коттрелл, Д. Холл и др. объясняют появление выступов (экструзий) и впадин (интрузий) различными дислокационными механизмами. Принято, что дефекты, возникающие при пересечении дислокаций, могут быть либо вереницей вакансий, либо дислокационным диполем. В процессе движения дислокаций или колоний вакансий последние коагулируют и приводят к разрыхлению, нарушению связи в микроразделах, появлению и развитию трещин.

Изменения микроструктуры в процессе усталостного нагружения зависят от материала, величины и продолжительности нагружения, его температуры, частоты и т. д.

Анализ микроструктуры разрушившихся лопаток из сплава ХН77ТЮ и др. показал, что по сравнению с исходным состоянием произошел процесс распада структуры – увеличения числа из-

быточных фаз, их коагуляция, выделения карбидов по границам зерен, их утолщение и, как следствие, снижение усталостной прочности. Испытания на усталость при высоких температурах гетерогенных материалов сопровождаются структурными превращениями и выделением карбидов по границам зерен.

Наиболее важным условием сопротивления усталости является существование микроструктуры материала, способной останавливать скольжение и сопротивляться росту вторичных фаз. Подобная же структура необходима и для получения высокого сопротивления ползучести, что и объясняет корреляцию между усталостной прочностью при повышенных температурах и сопротивлением ползучести для большого числа сплавов. Однако *так как усталость – поверхностный процесс, то, соответственно, очень важно состояние поверхности изделия или образца.*

Для повышения сопротивления усталости желательны твердые поверхностные слои, имеющие высокое сопротивление скольжения. Кроме дисперсионного твердения и деформационного старения может быть полезным уменьшенный модуль упругости в поверхностном слое, полезную роль может играть упругая анизотропия, образующая слой из беспорядочно ориентированных зерен на сердцевине, состоящей из зерен, ориентированных таким образом, чтобы направление максимального модуля совпадало с направлением действия главного напряжения.

*Все вышеизложенное позволяет сделать вывод о том, что усталостному разрушению всегда предшествует локальная пластическая деформация, которая по мере накопления числа циклов приводит к «разрыхлению», нарушениям сплошности, к возникновению микротрещин и развитию некоторых из них в макроскопические.* Траектория микроскопической трещины усталости определяется расположением линий сдвигов и полос скольжения в структуре.

Важнейшим практическим следствием из установленного раннего начала усталостного разрушения для многих реальных условий эксплуатации является необходимость оценивать материалы не только по характеристикам полного разрушения, но и по *начальному*, выявляемому иногда уже после 5–10 % от общего числа циклов.

## 2.4. ХАРАКТЕР УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

На большей части объектов повышенной опасности, отработавших расчетный срок службы, появление и развитие трещин вызвано приложением многократных знакопеременных нагрузок при более низком уровне действующих напряжений, чем в случае однократного статического нагружения, эти напряжения значительно ниже пределов прочности, текучести и упругости. Как ранее показано, состояние поверхности, воздействие на нее напряженной среды и других факторов играют большую роль в процессе разрушения от усталости. Поверхностные дефекты – концентраторы напряжений: царапины; надрезы; резкие переходы риски и т. д. – могут являться очагами зарождения разрушения и снижать усталостную прочность, и в то же время высокое качество обработки поверхности, различные покрытия, химико-термическая обработка, ППД способствуют повышению предела выносливости сталей.

*Характерным признаком усталостного разрушения металлов является отсутствие макродеформации в зоне разрушения, что очень опасно для пластичных материалов, так как при статических нагружениях они имеют высокое удлинение разрыву.* Обычно усталостные трещины очень трудно обнаружить при зарождении и в процессе их развития до критических размеров.

При достижении критической длины трещина далее развивается нестабильно и, как правило, быстро приводит к разрушению образца или оборудования.

Как ранее было показано, усталостное разрушение – не единый процесс. В зависимости от приложенных напряжений, их характера и числа циклов изменяются и условия разрушения.

На рис. 5.5 приведена схема полной кривой усталости, где в зависимости от приложенных напряжений и числа циклов рассмотрен весь диапазон разрушений от статического (точка А), квазистатического (АВС здесь, несмотря на примененный характер напряжений, остаточные удлинения накапливаются, в конце развивается шейка, и характер излома принципиально не отличается от статического) до многоциклового усталости – участок FGH.

Усталостные изломы металлических деталей характеризуются наличием очага разрушения, зоны постепенного развития усталостной трещины и зоны статического разрушения (долома).

На типично усталостном изломе различают следующие зоны и участки (рис. 6):

- фокус излома – микрizona зарождения очага разрушения (1);
- очаг разрушения – макрizona зарождения излома, состоящая из слившихся, рядом расположенных фокусов (2);
- зона избирательного усталостного развития (3);
- зона ускоренного развития (переходная зона) (4);
- зона долома – окончательного разрушения (5).

Ступеньки и рубцы образуются в очаге разрушения (1, 2) усталостные линии (3), пасынковые трещины со вторичными ступеньками и рубцами – в зоне избирательного развития (3), а участки хрупкого проскальзывания обычно располагаются в зоне ускоренного развития (4).

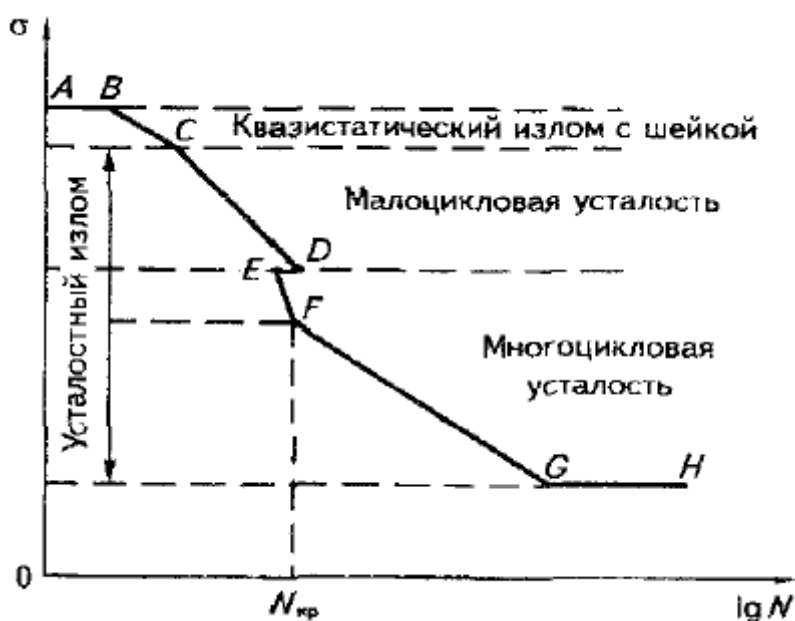


Рис. 5. Схема полной кривой усталости

Под действием различных по величине и числу циклических перегрузок получают усталостные линии (типа границ зон разной шероховатости).

Чем больше перегрузка и чувствительность материала к трещинам и меньше частота нагружения, тем больше относительная площадь зоны долома. При высоких напряжениях возможно образование нескольких фокусов и очагов разрушения.

По расположению очага зарождения и зоны долома на усталостном изломе детали можно судить об условиях ее нагружения перед разрушением (наличие перегрузки концентраторов напряжений и т. д.).

Я. Б. Фридман различает три главных момента при анализе усталостного излома:

1. *Констатация факта усталостного разрушения детали.*

Кроме наличия на поверхности излома характерных зон и линий, дополнительными доказательствами усталостного разрушения являются:

– фактический срок службы. *Усталостный излом обычно образуется после 1-5 млн. циклов нагружения, если разрушение произошло раньше, то это излом повторно-статический или перегрузочный;*

– расположение и ориентация формы трещин. Усталостная трещина в зоне зарождения обычно зигзагообразная из-за слияния ступенек и рубцов, а на участке собственно усталостного развития имеет плавную форму;

– отсутствие следов макропластической деформации на участке усталостного развития трещины.

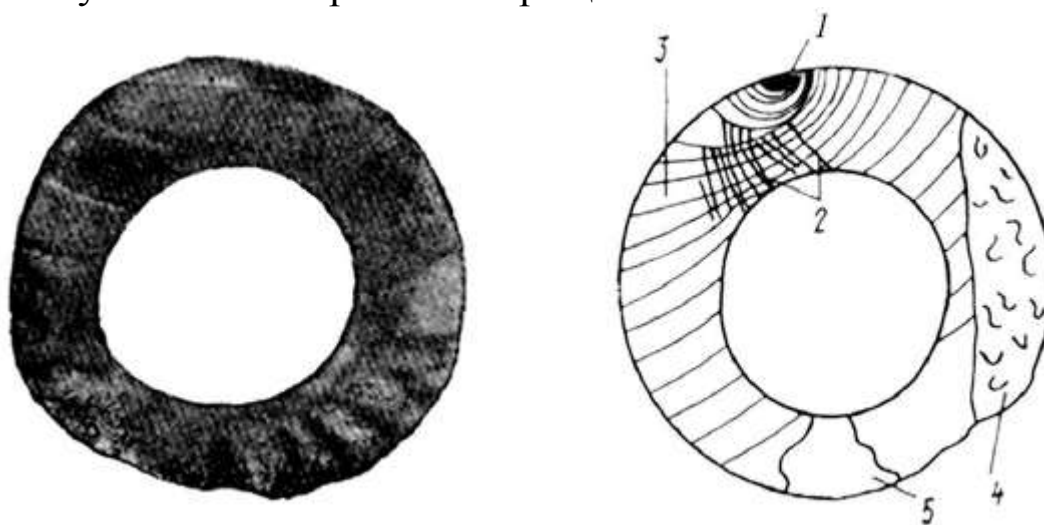


Рис. 6. Усталостный излом (слева) и схема излома (справа) шатунной шейки коленчатого вала с типичными знаками из стали 40ХНМА



## *2. Оценка условий нагружения.*

Основными признаками перегрузки являются:

- соотношение зон усталостного развития и долома; чем больше зона долома, тем выше перегрузка;
- смещение зоны долома к центру сечения образца или детали (изгиб с вращением); чем ближе зона долома к центру, тем выше перегрузка;
- число очагов разрушения, складок и рубцов; чем больше одновременно возникающих очагов разрушения, складок, рубцов, тем выше перегрузка;
- расположение усталостных линий и вид поверхности зоны собственно усталостного развития: чем реже расположены усталостные линии и менее интенсивен блеск поверхности зоны собственно усталостного развития, тем выше перегрузка.

## *3. Оценка концентрации напряжений.*

По месту расположения фокуса излома определяют концентратор напряжений: риску, закат, трещину и т. д. Оценивают степень влияния концентратора напряжений на полное разрушение детали, что достигается в ряде случаев сравнением разрушения данной детали с разрушениями аналогичных деталей.

При анализе аварии важно установить хотя бы некоторые факторы, позволяющие судить о ее причинах.

Основы металловедческого анализа усталостной прочности были заложены Д. Н. Видманом. Он ввел понятия коэффициент усталостной перегрузки, разрушающее напряжение усталости, предел усталости детали в натуре.

Д. Н. Видман разбил усталостные изломы на три типа: изломы циклической перегрузки ( $K_0 > 1,6$ ; 104 циклов); преждевременные изломы усталости ( $1,6 > K_0 > 1,2$ ; 105 циклов); изломы усталости ( $1,2 > K_0 > 1$ ; 106 циклов и более). Для изломов первого типа характерна малая площадь зоны усталостного разрушения.

Для усталостного излома (третий тип) характерно наличие большой площади зоны усталостного разрушения. Преждевременные изломы усталости (промежуточный случай) характеризуются наличием двух зон усталостного и статического разрушения, где зона усталостного разрушения менее резко отличается от долома и имеет небольшую площадь.

С увеличением глубины усталостной трещины перераспределение напряжений вызывает увеличение эффективного коэф-

коэффициента концентрации напряжений и локальной пластической деформации у основания трещин.

Процесс наклепа от пластической деформации у основания усталостной трещины называют прямым процессом. Обратный процесс – процесс контакта поверхностей трещины (соприкосновение и трение).

В зависимости от интенсивности процесса в формировании излома степень наклепа будет сильнее или слабее либо в зоне очага разрушения, либо на границе зон постепенного усталостного разрушения и долома.

Если усталостное разрушение связано с незначительным коэффициентом усталостной перегрузки, обратный процесс преобладает над прямым, так как трещина развивается медленно. При этом максимальный наклеп наблюдается у наружной поверхности детали (в зоне очага разрушения), а наименьший – на границе зон усталостного и статического разрушения (рис. 7).

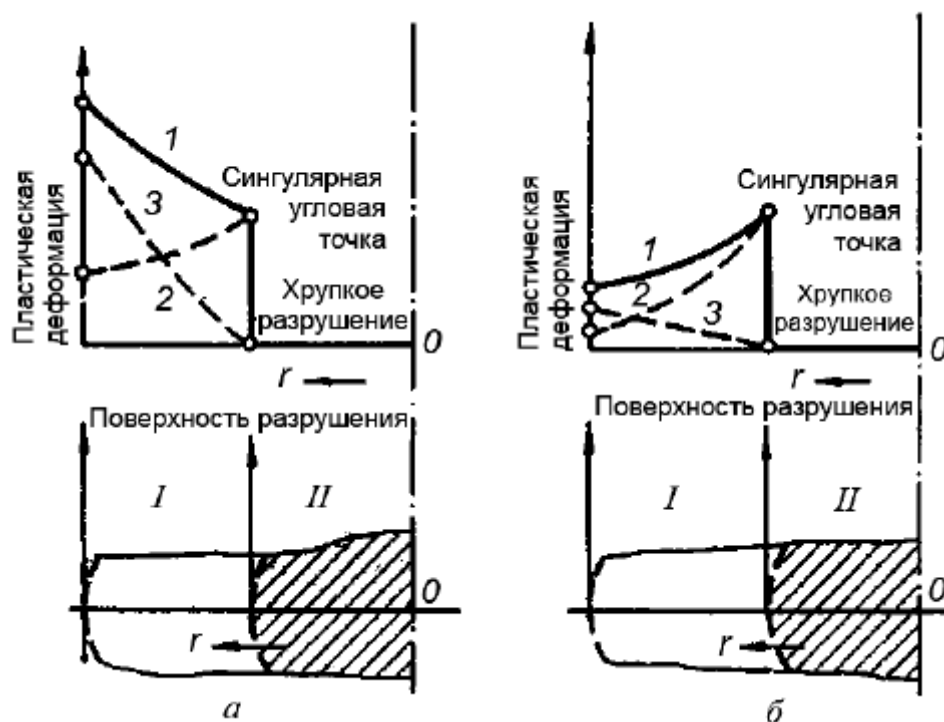


Рис. 7. Диаграмма локальной пластичности поверхности типовых изломов при разрушениях от знакопеременных нагрузок: а – усталостный излом; б – излом циклической перегрузки (преждевременный усталостный излом); I – первая зона разрушения; II – вторая зона разрушения; 1 – суммарная кривая; 2 – кривая прямого процесса; 3 – кривая обратного процесса;  $r$  – расстояние от центра

В случае усталостного излома циклической перегрузки преобладает прямой процесс, а максимальный наклеп будет наблюдаться на границе двух зон.

*Коэффициент* усталостной перегрузки определяется путем оценки степени наклепа на поверхности излома по *измерению микротвердости*.

Большой практический интерес имеет изучение строения изломов при малоциклового усталости. Т. Г. Березина и др. их условно делят на пять стадий с различными скоростями процесса (рис. 8).

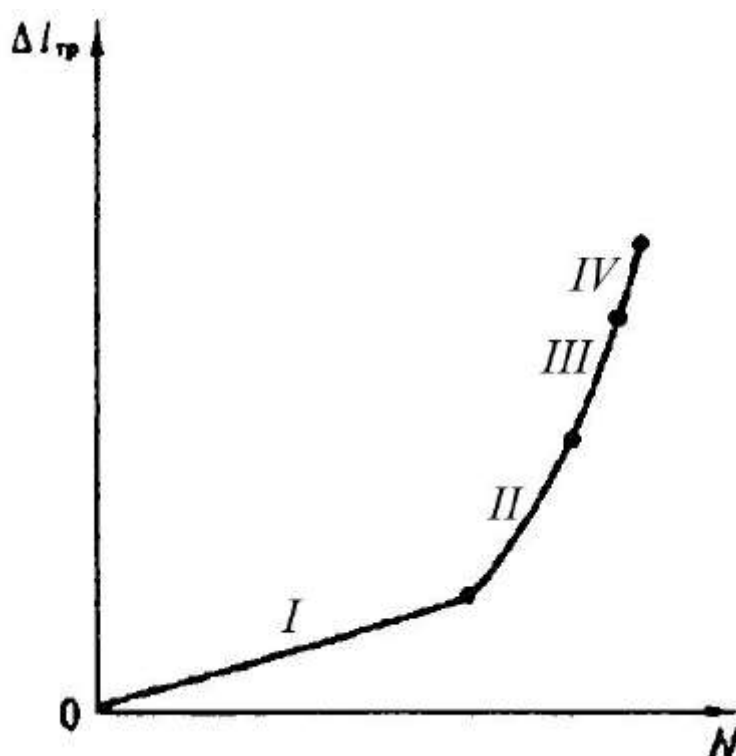


Рис. 8. Стадии развития трещины многоциклового усталости:  
 I — стадия стабильного развития; II — стадия ускоренного развития;  
 III — стадия резкого ускорения роста трещины;  
 IV — циклическое проскальзывание

I стадия — равномерно ускоренного развития трещины. Начальный участок излома расположен перпендикулярно действию максимальных напряжений. Микрорисунок излома представляет собой тонкие бороздки. Безаварийная работа конструкции допускает наличие трещин, не выходящих за пределы I стадии (стадии стабильного развития). Зная величину скорости роста

трещины и величину первой стадии, можно прогнозировать долговечность детали с трещиной.

II стадия – стадия ускоренного развития разрушения. Макро-рисунок – более высокая степень шероховатости, микро-рисунок – более грубые бороздки и наличие ямочного рельефа.

Начало второй стадии часто совпадает с изменением ориентации поверхности разрушения.

Изменение ориентации поверхности разрушения с  $90^\circ$  до  $45^\circ$  по отношению к направлению главных напряжений связано с увеличением деформированного объема, то есть с уменьшением локальности процесса деформирования и разрушения.

III стадия – резкое ускорение развития трещины. В изломе образуется ямочный рельеф.

IV стадия – циклическое проскальзывание. В изломе наблюдаются плоские ступеньки, перпендикулярные направлению развития усталостной трещины, и траковые следы от надрыва металла при трении одной части излома о другую.

V стадия – статический долом. Продолжительность и наличие каждой стадии зависит от уровня напряжений и от свойств материала. При высоком уровне напряжений усталостные бороздки в изломе могут быть очень редкими или вообще отсутствовать.

## **2.5. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ**

Для объектов повышенной опасности, в частности для металла энергооборудования, эксплуатирующего при высоких напряжениях и температурах, особенно актуально изучение механизмов высокотемпературной малоциклового усталости. Большой вклад в развитие отечественной науки об эксплуатации энергооборудования, работающего в условиях высокотемпературной малоциклового усталости, внесен Т. Г. Березиной, которая для усталостного цикла, содержащего компонент деформации ползучести, рассматривает три механизма разрушения.

Первый представляет собой усталостное разрушение, если степень порообразования незначительно или пренебрежительно мала. Второй реализуется в условиях взаимодействия усталости и

ползучести, то есть между зародившейся на поверхности усталостной трещиной и внутренними порами. Третий механизм – разрушение от ползучести будет иметь место, если порообразование происходит со значительно более высокой скоростью, чем зарождение и распространение поверхностных усталостных трещин.

Во время деформирования при сжатии порообразование при ползучести не происходит, в циклах с периодом выдержки при сжатии не возникают разрушения при взаимодействии ползучести и усталости.

Более того, во время выдержки при сжатии происходит заживление образовавшихся в периоде растяжения пор. Таким образом, явление взаимодействия ползучести и усталости связано только с периодом выдержки при растяжении.

Рост трещин при взаимодействии ползучести и усталости. В условиях относительно высоких размахов циклической деформации при высоких температурах в материале происходит разрушение в условиях, когда легко образуются поры.

Разрушение происходит за счет возникновения и роста поверхностной трещины во время усталостной части цикла с высокой скоростью деформации совместно с зарождением и ростом зерно-границных пор и клиновидных трещин в тройных точках внутри образца во время периода выдержки при растяжении.

*Степень повреждаемости металла порами возрастает с увеличением периода выдержки при растяжении.* Рост зародившейся поверхностной трещины характеризуется тремя различными фазами, схематично показанными на рис. 9.

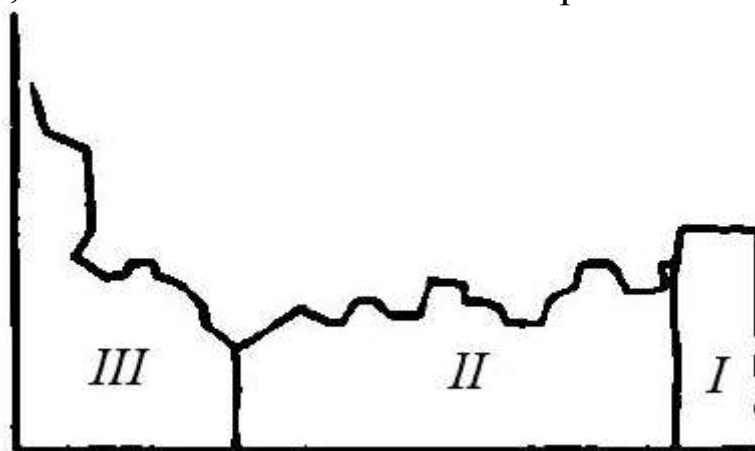


Рис. 9. Схема роста трещины при высокотемпературной малоцикловой усталости

Фаза роста I происходит подобно росту трещины на стадиях I и II при непрерывном циклировании. На поверхности излома часто наблюдаются транскристаллитные усталостные бороздки.

Фаза II характеризуется полностью интеркристаллитным ростом трещины по границам зерен, предварительно поврежденных порами. III фаза – это разрушение под углом  $45^\circ$ , происходит за 1 цикл. Измерения расстояния между бороздками дают скорость распространения трещины в период I фазы.

## 2.6. ТЕРМИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ

При нагреве и охлаждении конструктивных элементов многих объектов повышенной опасности возникновение значительных температурных градиентов, связанных с интенсивной теплопередачей, вызывает резко меняющиеся термические напряжения.

Особенно эти напряжения важны для конструкций паро- и турбостроения, химического машиностроения, авиационной и ракетной техники, атомных реакторов.

*Температурное воздействие на прочность материала рассматривают с двух сторон:*

*а) изменение температурных полей, в том числе и равномерных, приводит к изменению механических и теплофизических свойств материала;*

*б) неравномерные температурные поля, как правило, вызывают термические напряжения.*

Между механическими, вызванными внешней нагрузкой, и термическими, связанными со стеснением температурной деформации, напряжениями существует много общего, в то же время имеются и существенные различия:

1. Термические напряжения возникают за счет стеснения температурной деформации, и поэтому, как правило, они быстро убывают с ростом пластической деформации. Термические напряжения почти всегда заданы деформацией, а не нагрузкой, и поэтому их относят к сильно релаксирующим.

2. При наличии неравномерных температурных полей процесс нагружения и деформации может сопровождаться значительным изменением механических и физических свойств.

3. Изменения температуры, особенно циклические, могут существенно ускорять структурные превращения (выпадение и коагуляция карбидов и др.).

4. Микроскопические напряжения играют большую роль при термических нагружениях, нежели при механических.

При многократных повторениях интенсивных термических воздействий могут возникать и развиваться трещины термической усталости.

***Существует сходство процессов при термической и механической усталости:*** с увеличением числа циклов происходит накопление местной пластической деформации в наиболее напряженных участках и зарождение микротрещин; с увеличением амплитуды напряжений и деформаций снижается число циклов до разрушения. При термической усталости чаще устанавливается связь между изменением пластической деформации за цикл и долговечностью (рис. 10).

Термическая усталость имеет и ряд принципиальных отличий. Большую роль играет различие температур на границах температурного цикла, особенно при больших амплитудах.

Так, при верхней температуре цикла  $T_{\max}$  пластическая деформация существенно зависит от времени и поэтому часто сопровождается значительной ползучестью и релаксацией, а при нижней температуре цикла  $T_{\min}$  зависимость от времени слабее либо вообще отсутствует. Если  $T_{\max} > T_{\min}$ , то при верхней температуре цикла идет горячая деформация и могут развиваться межзеренная деформация и разрушения, характерные для ползучести и длительного разрушения с развитием диффузии, окисления и др. процессов. При  $T_{\min}$  происходит, преимущественно, внутрикристаллитная деформация и разрушение.

При больших амплитудах при каждом температурном цикле чередуются и накладываются один на другой высоко- и низкотемпературные явления.

Кроме того, во многих случаях при температурных воздействиях в материале возникают температурные градиенты, что приводит к усилению макроскопической неравномерности деформаций и разрушения в разных зонах детали.

Повреждения при термических циклах определяются, как и при механической усталости, в основном максимальными сдви-

гами, независимо от того, созданы они растягивающими или сжимающими напряжениями. Л. Кофин показал, что знак деформации в момент достижения  $T_{\max}$  не оказывает заметного влияния (рис. 11) на сопротивление термоусталости. При термической усталости, так же, как и при других видах нагружения, можно различать упрочняющие и разупрочняющие процессы.

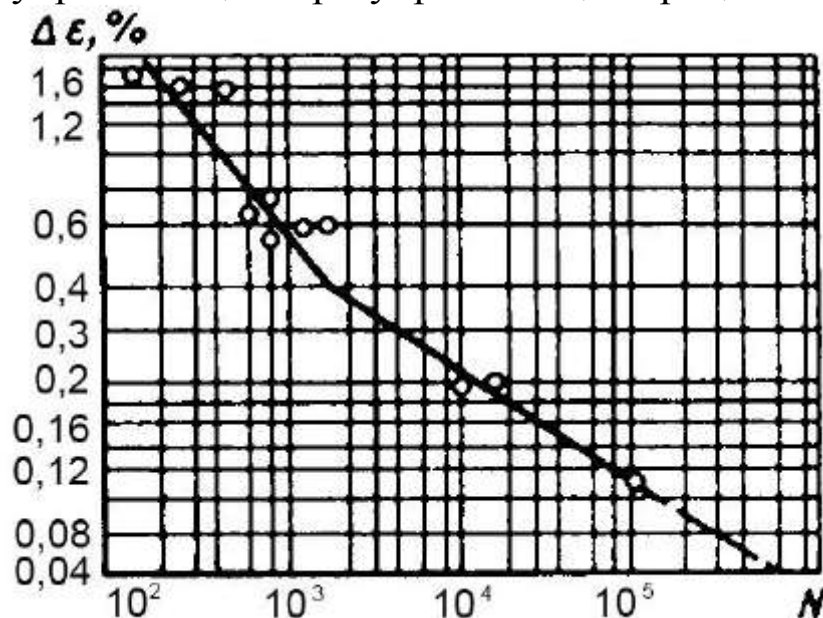


Рис. 10. Сопротивление термической усталости сплава ХН80ТБЮ при  $T_{\max} = 900^\circ\text{C}$  без выдержки;  $\Delta \epsilon$ — диапазон полной деформации

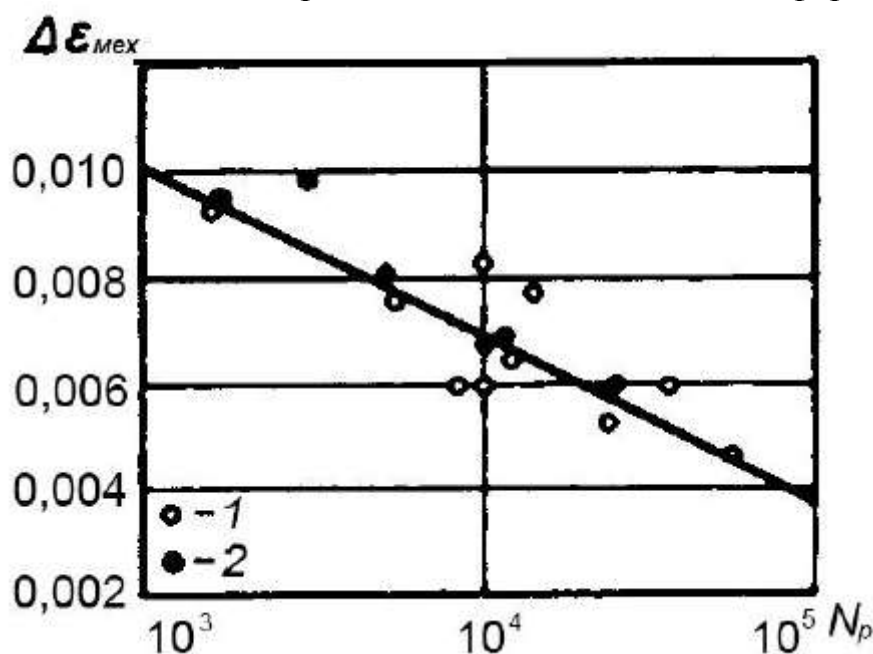


Рис. 11. Долговечность  $N_p$  коррозионностойкой стали при термической усталости при разных знаках деформации в момент нагрева (Л. Кофин):  
1 —  $T_{\max}$  и растяжение; 2 —  $T_{\max}$  и сжатие



Трещины часто связаны с концентраторами напряжений – сварными швами, неметаллическими включениями и т. д.

Как уже было сказано выше, при термической усталости трещины имеют как транскристаллитный, так и межзеренный характер, который определяется температурой, числом циклов, структурой материала и т. д.

Для разрушения характерно множественное возникновение трещин, которые относительно медленно развиваются и при некоторых условиях могут остановиться.

Трещины термической усталости более широкие и с более тупыми концами, чем механические усталостные трещины, и они окислены. Характерными признаками излома являются множественность очагов, нерезкость, оплавленность рельефа.

## **2.7. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПО УСТАЛОСТНЫМ ИСПЫТАНИЯМ**

Определение вязкости разрушения при статических испытаниях образцов с трещинами имеет ряд существенных недостатков:

1) трудность обеспечения условий плоской деформации и перехода к самопроизвольному развитию трещины до наступления общей макротекучности разрушающего сечения образца, особенно это важно для сталей с высокой вязкостью, что и приводит к необходимости изготовления и испытания больших образцов;

2) влияние на вязкость разрушения условий, при которых была создана усталостная трещина в образце;

3) трудность фиксации момента достижения критической интенсивности напряжений в образце.

В. С. Ивановой с соавторами предложен метод определения  $K_{1C}$  при циклических нагрузках, лишенный вышеуказанных недостатков. Испытания проводили при амплитудах напряжения, соответствующих чистой усталости.

Вообще циклический метод нагружения является более жестким по сравнению со статическим, и, соответственно, усталостные изломы имеют более хрупкий характер, а распространение трещин происходит в условиях плоской деформации. Крити-

ческую длину трещины можно легко определить по величине усталостного пятна на поверхности излома.

Определение вязкости разрушения основано на том факте, что независимо от способа создания условий для роста трещины при плоскодеформированном состоянии нестабильный рост трещины начинается в момент, когда интенсивность повышения напряжений достигает критического значения  $K_{1C}$ .

Вязкость разрушения  $K_{1C}^S$  определяют по тем же формулам, которые используют для расчета критического коэффициента интенсивности при статическом нагружении. Частота циклического нагружения не оказывает существенного влияния на величину  $K_{1C}^S$ , что связано, по-видимому, с тем, что величина критического коэффициента интенсивности определяется предельной скоростью распространения трещины при контролируемом разрушении, которая одинакова и при однократном, и при циклическом нагружении.

Существует (рис. 12) равенство значений вязкости разрушения, определенных при статическом нагружении и при циклическом нагружении, при этом вид, цикл и спектр нагрузки не имеют существенного значения.

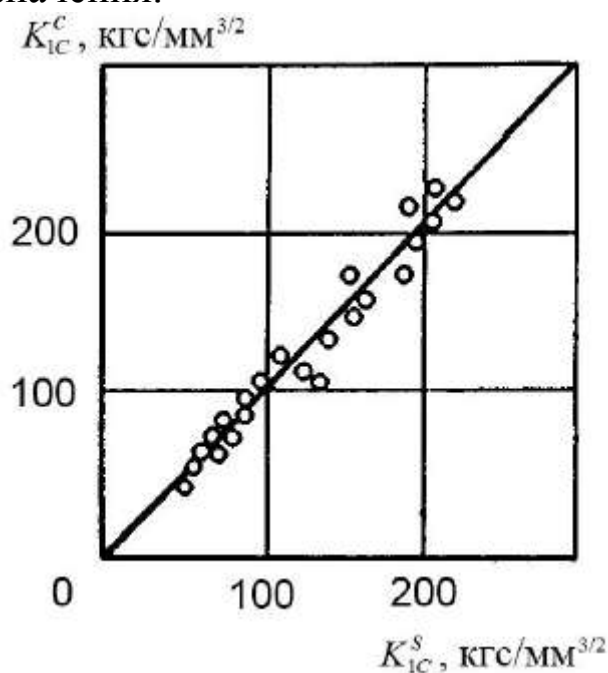


Рис. 12. Сопоставление значений вязкости разрушения, определенных при циклическом  $K_{1C}^S$  и статическом  $K_{1C}^C$  нагружениях для различных материалов и условий испытания

Однако этот метод имеет некоторые ограничения:

1) в связи со сложной формой усталостного пятна и отсутствием точных значений коэффициентов интенсивности для различных форм усталостных трещин в большинстве случаев  $K_{1C}^S$  можно определить лишь приближенно;

2) данный метод не пригоден для машин с жесткой схемой нагружения, так как при постоянной заданной деформации невозможно определить напряжения в момент долома;

3) значения  $K_{1C}^S$  при изменении величины нагрузки изменяются, следовательно, для каждого класса материалов необходимо определяться с уровнем напряжений, обеспечивающим значения  $K_{1C}^S$ , равным  $K_{1C}^C$  при однократном нагружении.

### **3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

Работа выполняется в два этапа.

На первом изучаются теоретические положения.

На втором этапе студент самостоятельно составляет отчет, в котором описываются требования определенного раздела настоящих методических указаний.

### **4. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет по практическому занятию оформляется на листах формата А4 и должен содержать:

1. Название и цель работы.
2. Изложение заданного студенту раздела данных методических указаний.

### **5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Что называют усталостью металла?
2. В чем заключается опасность усталостного нагружения?
3. Что называют выносливостью?
4. Что называют пределом выносливости?

5. Какие факторы оказывают влияние на возникновение и развитие усталостных повреждений в зависимости от температуры повторного нагружения?

6. Сущность теории И. А. Одинга.

7. Какие специфические особенности вызывает многократность нагружения?

8. Чем определяется кинетика усталостного разрушения?

9. Что является характерным признаком усталостного разрушения металлов?

10. Какие зоны и участки различают на типично усталостном изломе?

11. Описать три главных момента при анализе усталостного излома, которые различал Фридман Я. Б.

12. Описать пять стадий строения излома при малоцикловой усталости с различными скоростями процесса.

13. Какие различия существуют между механическими и термическими напряжениями?

14. Какие недостатки существуют при определении вязкости разрушения при статических испытаниях образцов с трещинами?

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Панин, В. Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел / Физическая мезомеханика. – 1999. – Т. 2. – № 6. – С. 5–23.
2. Иванова, В. С. Алюминиевые и магниевые сплавы, армированные волокнами / В. С. Иванова, С. М. Копьев. – Москва: Наука, 1974. – 202 с.
3. Дроздовский, Б. А. Влияние трещин на механические свойства конструкционных сталей / Б. А. Дроздовский, Я. Б. Фридман. – Москва: Металлургиздат, 1960. – 260 с.
4. Иванова, В. С. Усталостное разрушение металлов. – Москва: Металлургиздат, 1963. – 250 с.
5. Степанов, А. В. Основы практической прочности кристаллов. – Москва: Наука, 1974. – 132 с.
6. Финкель, В. М. Физика разрушения. – Москва: Металлургия, 1970. – 340 с.
7. Иванова, В. С. Разрушение металлов. – Москва: Металлургия, 1979. – 166 с.
8. Владимиров, В. И. Физическая природа разрушения металлов. – Москва: Металлургия, 1984. – 434 с.
9. Ботвина, Л. Р. Разрушение. Кинетика, механизмы, общие закономерности. – Москва: Наука, 2008. – 710 с.
10. Разрушение. Инженерные основы и воздействие внешней среды. Т. 3 / под ред. Г. Либовица. – Москва: Мир, 1976. – 795 с.
11. Ежов, А. А. Разрушение металлов / А. А. Ежов, Л. П. Герасимова. – Москва: Наука, 2004. – 451 с.
12. Макклиток, Ф. Деформация и разрушение материалов / Ф. Макклиток, А. Арагон. – Москва: Мир, 1970. – 380 с.
13. Патрон, В. З. Механика разрушения. От теории к практике. – Москва: ЛКИ, 2010. – 255 с.
14. Микляев, П. Г. Кинетика разрушения / П. Г. Микляев, Г. С. Нешпор, В. Г. Кудряшов. – Москва: Металлургия, 1979. – 280 с.
15. Коттерилл, П. Водородная хрупкость металлов. – Москва: Металлургиздат, 1963. – 117 с.

16. Гаврилов, А. Ф. Загрязнение и очистка поверхностей нагрева котельных установок / А. Ф. Гаврилов, Б. М. Малкин. – Москва: Энергия, 1980. – 328 с.

## Содержание

<b>Содержание лабораторных работ</b>	<b>3</b>
Лабораторная работа №1. Основы механики разрушения	3
Лабораторная работа №2. Физическое строение металлов	20
Лабораторная работа №3. Механизмы возникновения трещин	34
Лабораторная работа №4. Разрушение при усталости	49
Список литературы	77