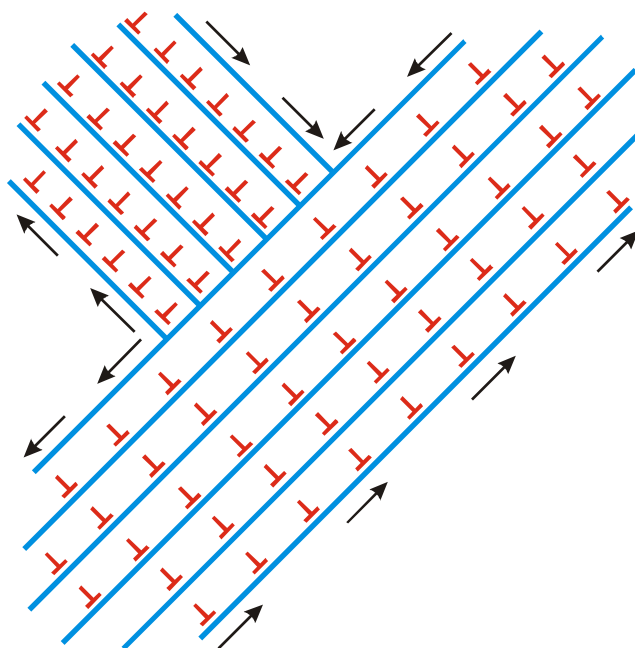




Терентьев В.Ф., Оксогоев А.А.

Циклическая прочность металлических материалов



Министерство образования Российской Федерации

НОВОСИБИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ



В.Ф. ТЕРЕНТЬЕВ, А.А. ОКСОГОВ

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Утверждено редакционно-издательским советом университета
в качестве учебного пособия

НОВОСИБИРСК
2001

УДК 620.178.3(075.8)
Т 35

Рецензенты: д-р техн. наук, проф. *Н.В. Пустовой*,
д-р физ.-мат. наук, проф. *С.Н. Кульков*

Терентьев В.Ф., Оксогоев А.А.

Т 35 Циклическая прочность металлических материалов: Учеб. пособие. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2001. – 61 с.

В учебном пособии изложены основные понятия и характеристики циклической прочности, или сопротивления усталости металлических материалов. Рассмотрена физическая природа усталостного разрушения, основные периоды и стадии, механизмы зарождения и распространения усталостной трещины. Даны различные точки зрения на природу предела выносливости, их сопоставления и характеристики факторов влияния на сопротивление усталости металлических материалов.

Пособие предназначено для студентов и аспирантов, технических специалистов, а также может быть использовано инженерами-машиностроителями, металловедами и металлургами.

УДК 620.178.3(075.8)

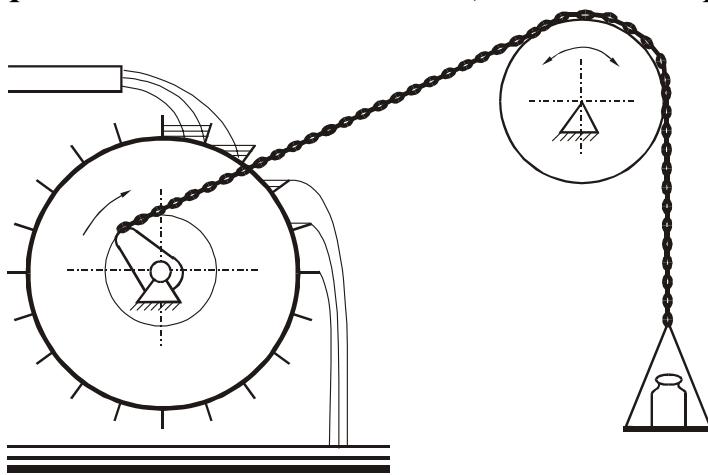
© Новосибирский государственный
технический университет, 2001 г.

ВВЕДЕНИЕ

Процесс постепенного накопления повреждений материала под действием переменных напряжений, приводящий к изменению свойств, образованию трещин, их развитию и разрушению, называется усталостью. Способность же материалов воспринимать эти повторные и знакопеременные напряжения без разрушения называется сопротивлением усталости или циклической прочностью.

Опасность разрушения деталей машин при многократно повторяющейся нагрузке, для которой наряду с величиной нагрузки решающее значение имеют ее частота и число циклов, известна с начала развития промышленного машиностроения в IX столетии, хотя уже в глубокой древности ассирийцы понимали, что повторные удары таранов осадных машин могут разрушить любые крепостные ворота.

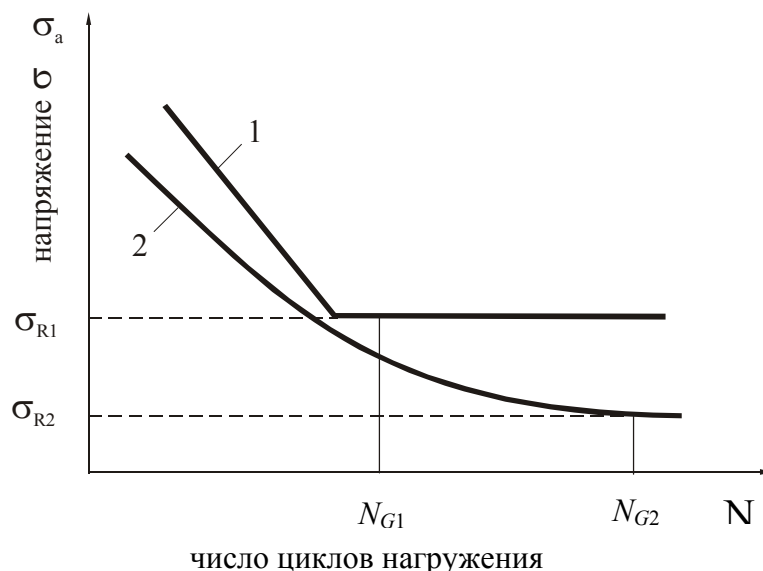
Самыми ранними исследованиями циклической прочности металли-



ческих материалов, известными из литературы, были опыты В.А. Альберта (Германия, 1829 г.), в которых он подвергал циклическому изгибу звенья цепей для рудничных подъемников на сконструированной им машине (рис. 1). Термин "усталость" был введен в 1839 г. французским ученым Ж.-В. Понселе, который обнаружил снижение прочности стальных конструкций при воздействии циклических напряжений.

Рис. 1. Первая машина для испытания на усталость стальных цепей (В. Альберт, 1829 г.)

Однако наибольший вклад в научную основу проектирования металлических конструкций, подвергаемых повторным напряжениям, внес немецкий инженер Август Вёлер своими классическими опытами с железом и сталью в условиях повторного растяжения-сжатия и изгиба, результаты которых были опубликованы в период 1858 – 1870 гг. Л. Шпангенберг (1874 г.) впервые графически изобразил результаты исследований, опубликованных А. Вёлером в виде таблиц. С тех пор графическое представление полученной зависимости между амплитудами напряжения цикла σ_a и числом циклов нагружения до разрушения N называют диаграммой Вёлера (рис. 2).



о физическом пределе выносливости – максимальном циклическом напряжении,

Рис. 2. Кривая усталости (кривая Вёлера):

1 – кривая усталости для образцов с физическим пределом выносливости, 2 – кривая усталости без физического предела выносливости

при котором нагрузка может быть приложена неограниченное число раз, не вызывая разрушения. Для металлических материалов, не имеющих физического предела выносливости, предел выносливости σ_R – значение максимального по абсолютной величине напряжения цикла, соответствующее задаваемой долговечности. Для металлов и сплавов, проявляющих физический предел выносливости, принята база испытаний 10^7 циклов, а для материалов, ординаты кривых усталости которых по всей длине непрерывно уменьшаются с ростом числа циклов, – 10^8 циклов (рис. 3). Первый тип кривой особенно характерен для ОЦК-металлов и сплавов, хотя может наблюдаться при определенных условиях у всех металлических материалов с любым типом кристаллической решетки, а второй тип – соответствует преимущественно ГЦК-металлам и сплавам (алюминиевые сплавы, медные сплавы и др.). В настоящее время различают многоцикловую усталость и малоцикловую усталость [30]. Согласно ГОСТ 23.207 – 78 (Сопротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения) [26] многоцикловая усталость – это усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит в основном при упругом деформировании, а малоцикловая усталость – усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит при упругопластическом деформировании (по ГОСТ 25.502 – 79 "Методы испытаний на усталость" при малоцикловой усталости максимальная долговечность до разрушения составляет условное число $5 \cdot 10^4$ циклов) [10,11].

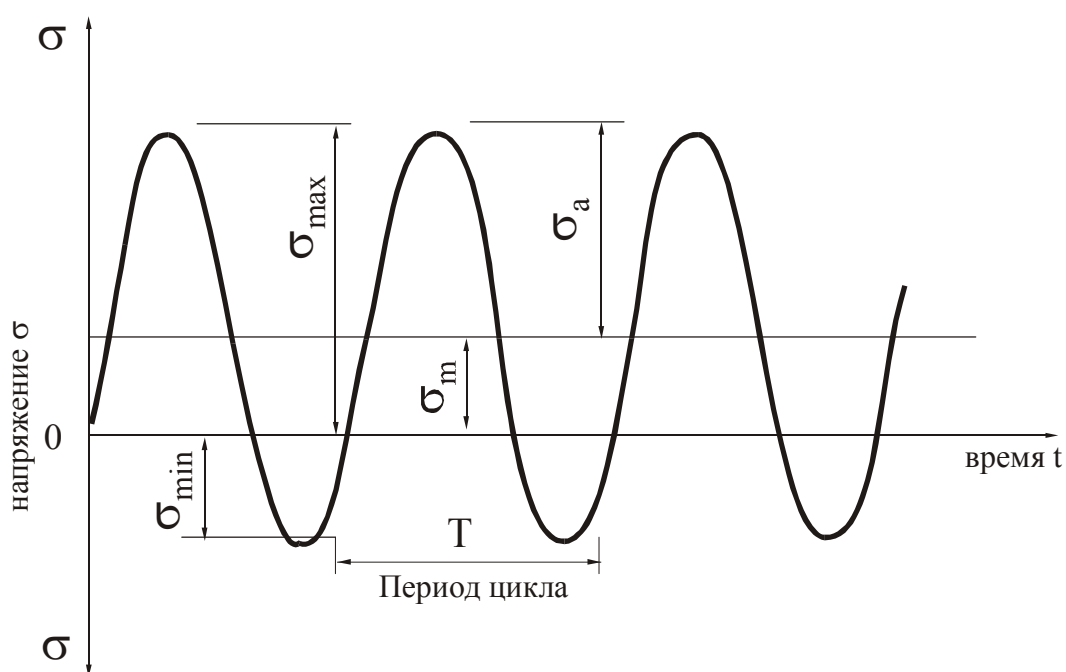


Рис.3. Основные параметры цикла при гармоническом циклическом нагружении

1. ПОЛНАЯ КРИВАЯ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Цель большинства усталостных испытаний – определение долговечности при напряжениях, меньших статического предела текучести. В ряде случаев для оптимального проектирования требуется знать поведение материала при циклических напряжениях (рис. 3), вызывающих усталостное разрушение после небольшого числа циклов изменения напряжений или деформаций. Поэтому наряду с построением обычных кривых усталости большое развитие получили работы по исследованию несущей способности материалов при малоциклового усталости. На рис. 4 в общем виде представлена полная кривая усталости в диапазоне напряжений от временного сопротивления разрушению (предела прочности) до предела выносливости (предела усталости). Конечно, построение полной кривой усталости в большинстве случаев носит условный характер, так как для получения полного спектра амплитуд напряжений или деформаций требуются различные типы испытательных машин. Однако построение полных кривых усталости позволяет понять суть методов расчета несущей способности в каждой области кривой усталости и улучшить методику исследований при нестационарных циклических нагрузках [33,35,9].

Полная кривая усталости в первую очередь разделяется на две основные области: малоциклового и многоциклового усталости. Ряд исследований показывает, что условной границей между этими областями является напряжение, равное динамическому пределу текучести (при скоростях соответствующего циклического нагружения). Есть мнение, что эта граница связана со сменой напряженного состояния.

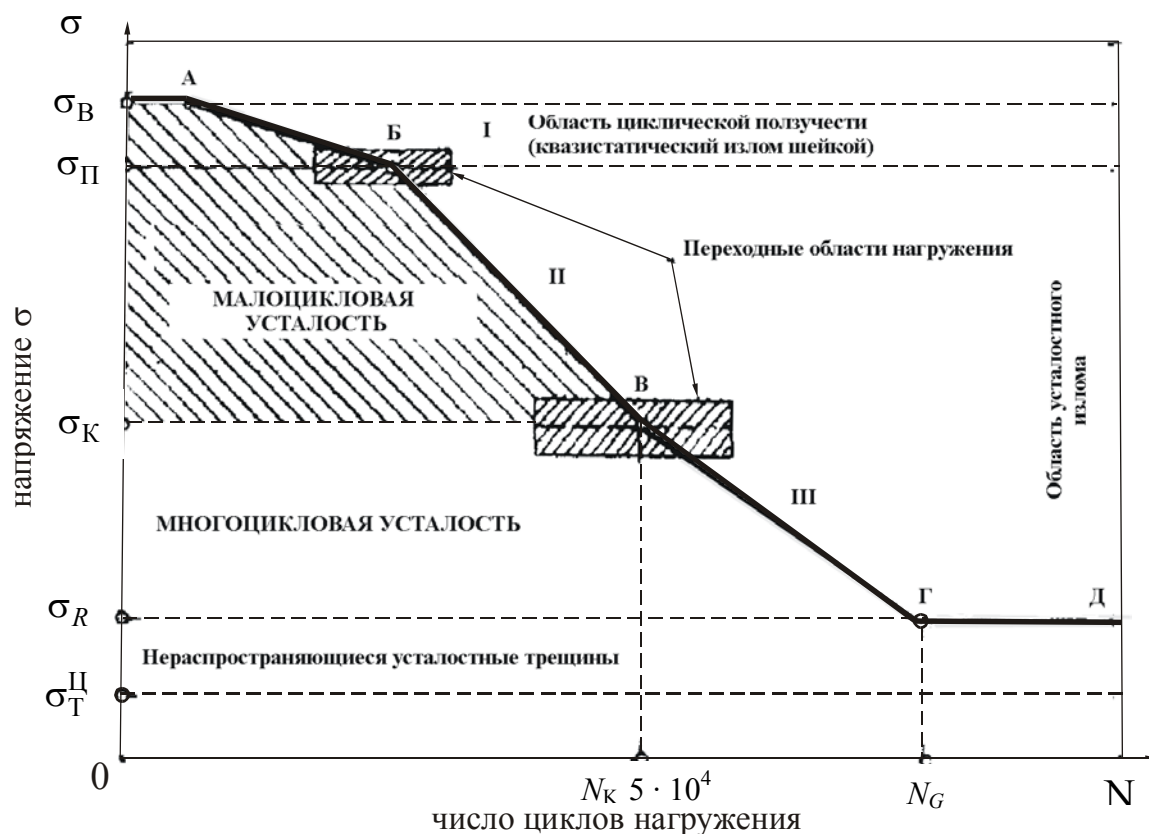


Рис. 4. Полная кривая усталости

Область малоциклового усталости охватывает диапазон напряжений от σ_B до σ_K (ломаная линия АБВ). В области малоциклового усталости можно выделить два характерных участка. На участке I, который иногда называют участком циклической ползучести, разрушение пластичных металлических материалов носит квазистатический характер с образованием шейки в месте излома. Для этого участка характерно непрерывно возрастающее с числом циклов нагружения накопление пластической деформации. При этом петля механического гистерезиса вплоть до разрушения образцов всегда остается открытой. На участке II на поверхности разрушения уже отчетливо можно выделить зону усталостного излома. На этом участке циклического деформирования петля механического гистерезиса становится замкнутой. Напряжение перехода от одного вида разрушения к другому при малоциклового усталости обозначено через σ_H . Переход от циклической ползучести к собственно малоциклового усталости сопровождается изменением механизма макропластического деформирования материала.

Долговечность в области малоциклового усталости при нагружении с постоянной общей амплитудой деформации за цикл зависит от упругой и пластической составляющих, которые определяются из параметров петли механического гистерезиса (рис. 5):

$$D\varepsilon/2 = D\varepsilon_e/2 + D\varepsilon_p/2 = y_f^I/E(2N_f)^b + e_f^I(2N_f)^c, \quad (1)$$

где $D\varepsilon$ – амплитуда общей деформации за цикл;

$D\varepsilon_e$ – амплитуда упругой деформации;

$D\varepsilon_p$ – амплитуда пластической деформации;

y_f^I – коэффициент усталостной прочности;

$2N_f$ – число циклов до разрушения;

e_f^I – коэффициент усталостной пластичности;

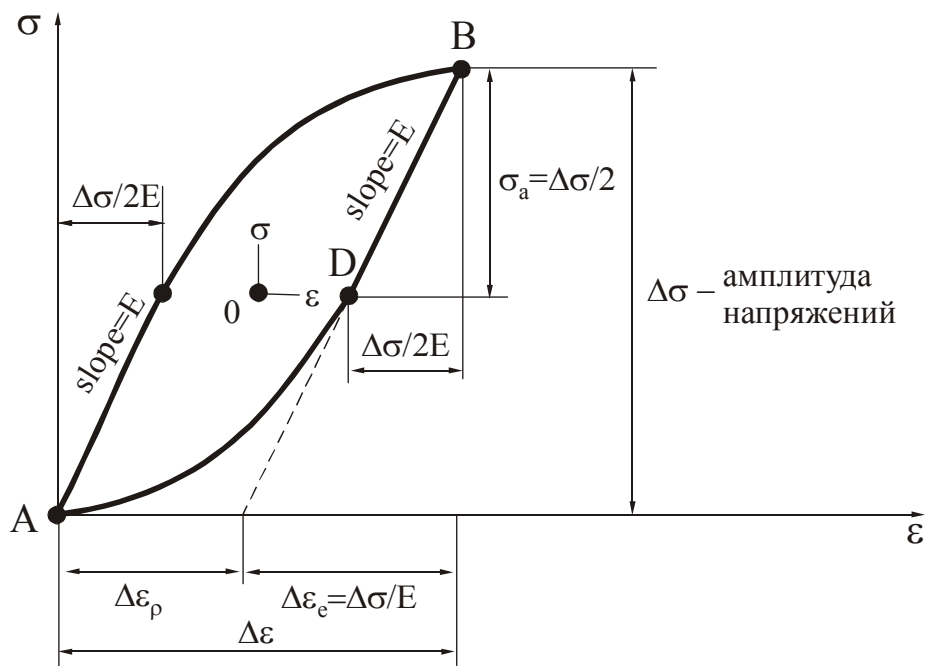
b, c – параметры, характеризующие усталостную пластичность.

Имеются экспериментальные данные, что это уравнение в ряде случаев справедливо для области многоциклового усталости.

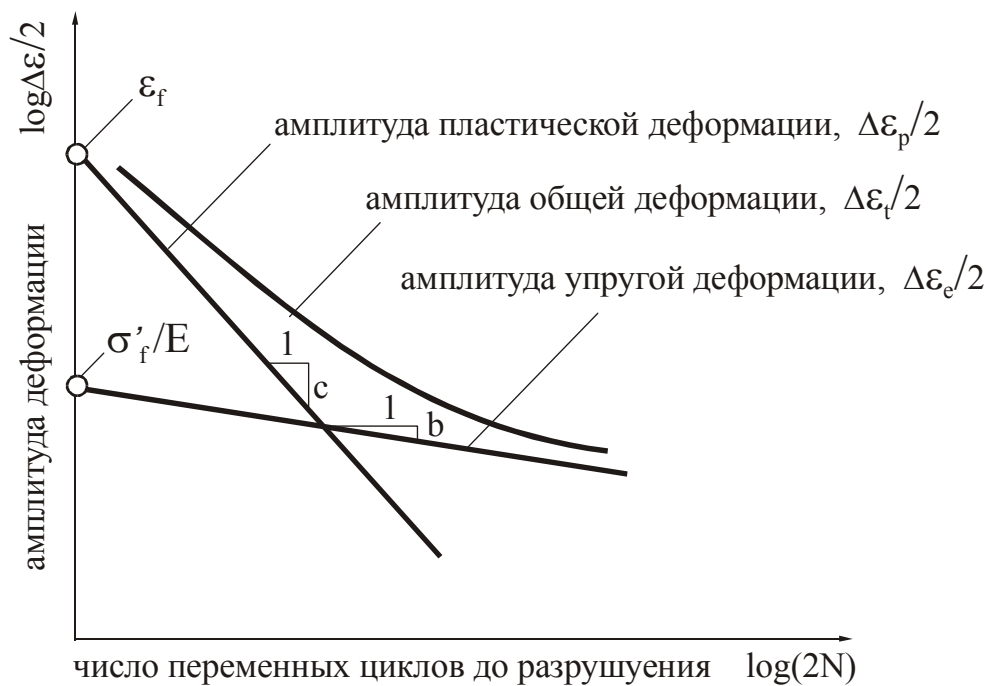
2. ПЕРИОДЫ И СТАДИИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Многие авторы процесс накопления усталостных повреждений, не разделяя на периоды, делят на следующие стадии: циклического упрочнения (или разупрочнения), зарождения и распространения усталостных трещин. На наш взгляд, прежде чем рассмотреть периодичность и стадийность процесса уста-

лостного разрушения целесообразно это сделать для статического деформирования, поскольку закономерности процессов пластической деформации и разрушения при различных видах деформирования имеют много общего [7,13,14]. Периодичность и стадийность процессов пластической деформации при статическом растяжении для случая поликристаллических металлов и сплавов с ОЦК-решеткой, имеющих физический предел текучести, могут быть рассмотрены с учетом накопления повреждений (рис. 6). Следует отметить, что это наиболее сложный вид диаграммы статического растяжения у металлических материалов. Усложнить эту диаграмму можно лишь, добавив участок деформации прерывистой текучести, которая иногда наблюдается на стадии деформационного упрочнения, например, у низкоуглеродистых сталей в интервале температур испытания 100...300 °С (так называемый эффект Портевена – Ле Шателье). В случае ГЦК-металлов и сплавов обычно на такой диаграмме отсутствуют зуб и площадка текучести. Рассмотрев стадийность деформации и накопления повреждений на примере такой сложной диаграммы, легче перейти к более простым случаям.



a



б

Рис. 5. Параметры петли механического гистерезиса (а) и кривая усталости в координатах амплитуда деформация – число циклов нагружения (б)

В настоящее время при изучении процесса разрушения металлических материалов (будь то статическое деформирование или какой-либо более сложный вид нагружения – усталость, ползучесть и т.п.) принято делить весь процесс накопления деформации и разрушения на два основных периода: период зарождения и период распространения трещин. При статическом растяжении, по-видимому, можно пластическую деформацию и повреждения, накопленные до начала образования шейки, классифицировать как период зарождения трещин, а шейкообразование с последующим разрушением как период распространения трещин (заштрихованная область на рис. 6) [2,3,31].

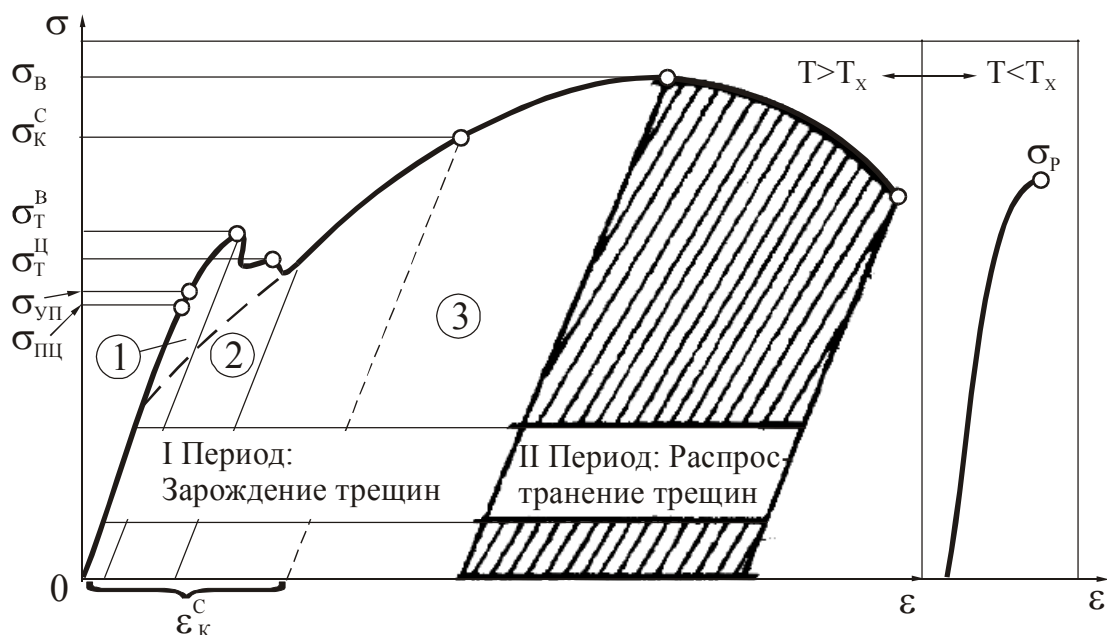


Рис. 6. Периоды и стадии статического растяжения

Рассмотрим, какие основные стадии накопления повреждений свойственны периоду зарождения трещин.

Первая стадия – **стадия микротекучности**. На этой стадии происходит некоторая микропластическая деформация металла, причем наиболее интенсивно она происходит в приповерхностных слоях глубиной порядка размера зерна. Для металлических материалов с физическим пределом текучести окончание этой стадии четко фиксируется началом неомогенной деформации Людерса-Чернова.

Вторая стадия – **стадия текучести**, на которой наблюдается неомогенная пластическая деформация в виде прохождения по всей рабочей длине образца фронта Людерса – Чернова. Уже на ранних стадиях пластического течения в металле могут зарождаться субмикротрещины (длиной порядка 100 нм, шириной 1...10 нм, радиусом острия ~ 0,1 нм). Этот дефект атомных масштабов, возникающий при встрече полосы скольжения с препятствием, по существу представляет собой сверхдислокацию, находящуюся в упругом равновесии

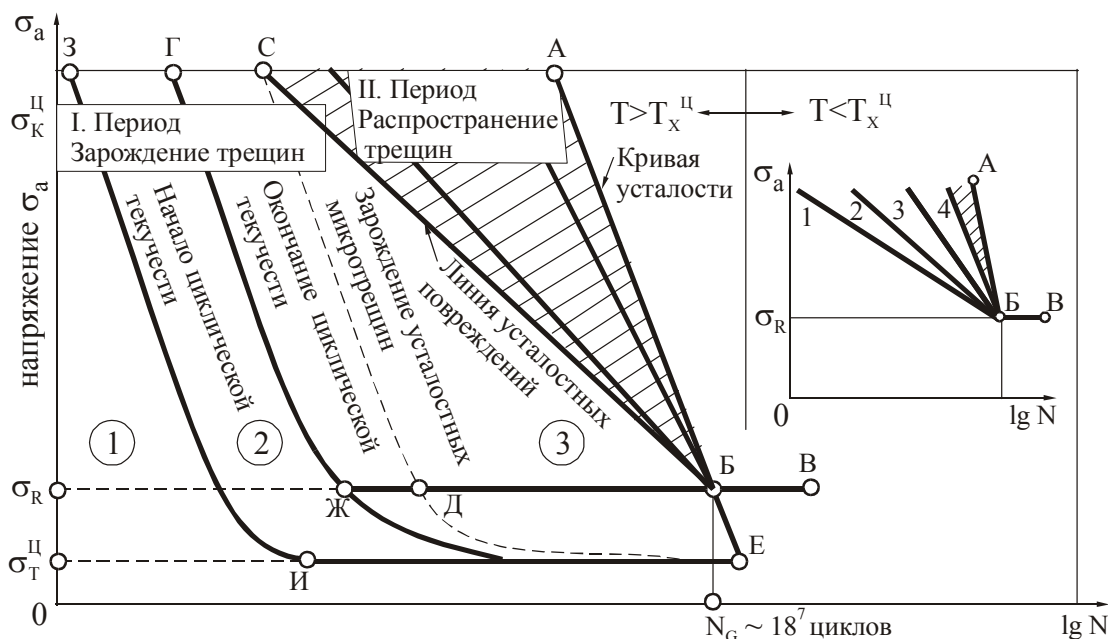
с полем напряжений, создаваемых клином субмикротрещины в окружающем материале. При низкотемпературном отжиге эти субмикротрещины захлопываются.

Методами малоугловой рентгеновской дифракции и электронной микроскопии обнаруживаются зародышевые субмикротрещины с размерами от тысячи ангстрем. Стадия текучести не наблюдается у металлических материалов, у которых на диаграмме статического растяжения отсутствует деформация Людерса – Чернова.

Третья стадия – **стадия деформационного упрочнения**. На этой стадии в пластичных металлах и сплавах интенсивно повышается плотность дислокаций и формируется дислокационная ячеистая структура, а при определенном критическом напряжении σ_K^c , предложенном И.А. Одингом и Ю.П. Либеровым [15], на поверхности металла появляются субмикротрещины размером порядка 1-2 мкм. Внутри металла также образуется дефектная структура в областях с критической плотностью дислокаций. Завершается эта стадия достижением максимальной нагрузки и началом шейкообразования.

В периоде распространения трещин (от начала шейкообразования до окончательного разрушения материала) при статическом растяжении также можно выделить ряд стадий. В настоящее время показано [23], что процесс шейкообразования связан с развитием дисклинационных (поворотных) мод пластической деформации, образованием ячеистой структуры с плотностью дислокаций $(3-7)10^{-13} \text{ м}^{-2}$ и зарождением пор на стенках дислокационных ячеек. Рост пор и их последующее объединение происходит в условиях интенсивной пластической деформации и сопровождается в α -Fe появлением значительного количества микродвойников длиной 100...200 Å и шириной 50 Å. Процесс разрушения перемычек, разделяющих соседние поры, включает стадии зарождения, роста и объединения пор. Следует, однако, отметить, что вопрос о стадийности вязкого разрушения при шейкообразовании требует специального рассмотрения.

Проанализируем теперь стадийность процессов пластической деформации и разрушения в условиях циклического деформирования. В дальнейшем мы будем изучать закономерности усталостного разрушения в основном в области многоциклового усталости, хотя проблемы многоциклового и малоциклового усталости бывает трудно разделить. Обобщенная диаграмма многоциклового усталости (рис. 7) отражает основные закономерности накопления повреждаемости в основных периодах и стадиях процесса усталостного разрушения металлических материалов, имеющих на кривой статического растяжения физический предел текучести. В диапазоне циклических напряжений от σ_K^H до σ_T^H весь процесс усталости в зависимости от числа циклов нагружения можно разделить на два основных периода (по аналогии со стадийностью процессов пластической деформации и разрушения при статическом нагружении): зарожде-



ния усталостных трещин и распространения усталостных трещин (заштрихованная область на рис. 7).

Рис. 7. Периоды и стадии при многоциклового усталости

Период зарождения усталостных трещин, так же как и в случае статического деформирования, можно разделить на три основные стадии.

1. Стадия циклической микротекучести, в которой протекают процессы, аналогичные процессам, происходящим на стадии микротекучести при статическом деформировании.

2. Стадия циклической текучести (неоднородной деформации), в которой наблюдается неоднородное пластическое течение материала, аналогичное деформации Людерса-Чернова при статическом деформировании. Однако прохождение фронта Людерса-Чернова в условиях циклического деформирования имеет ряд особенностей. У металлических материалов, у которых отсутствует физический предел текучести при статическом деформировании, стадия циклической текучести отсутствует.

3. Стадия циклического упрочнения (разупрочнение), которая завершается достижением линии необратимых повреждений (линии Френча). Стадия циклического упрочнения наблюдается у пластичных металлов и сплавов, а стадия циклического разупрочнения – у высокопрочных металлических материалов. Так же как и при статическом деформировании, на этой стадии наряду с процессами деформационного упрочнения наблюдается развитие повреждаемости в виде образования субмикротрещин (пунктирная линия СДЕ).

Описанные выше стадии периода зарождения усталостных трещин наиболее характерны для ОЦК-металлов, имеющих физический предел текучести при статическом растяжении, и металлов и сплавов с другими типами кристаллических решеток, у которых предел текучести проявляется (известно, что физический предел текучести наблюдается при опре-

деленных условиях практически у всех металлов и сплавов с любым типом кристаллической решетки).

Эти стадии хорошо выявляются в условиях нагружения с постоянной общей (упругой и пластической) амплитудой деформации за цикл. В случае испытаний металлических материалов с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл, не имеющих физического предела текучести, период зарождения усталостных трещин может сразу начинаться со стадии деформационного упрочнения или разупрочнения. Кроме того, для выявления стадий циклической микротекучести и циклической текучести необходима специальная методика усталостных испытаний.

Период распространения усталостных трещин, расположенный между кривой усталости (линия АБВ на рис. 7) и линией необратимой повреждаемости (линия СБ), обычно описывают кинетическими диаграммами усталостного разрушения (КДУР) (зависимость между скоростью роста усталостной трещины $\lg v$ и размахом коэффициента интенсивности напряжений $\lg \Delta K$ (или $\lg K_{\max}$)). В этом периоде усталостного нагружения выделяют три основные стадии (рис. 8):

- 1 – стадия припорогового роста усталостной трещины при скорости распространения трещины v в интервале $10^{-5} - 10^{-6}$ мм/цикл;
- 2 – стадия стабильного роста усталостной трещины ($10^{-5} - 5 \cdot 10^{-6} < v > 10^{-3}$ мм/цикл);
- 3 – стадия ускоренного (нестабильного) роста усталостной трещины при $v > 10^{-3}$ мм/цикл.

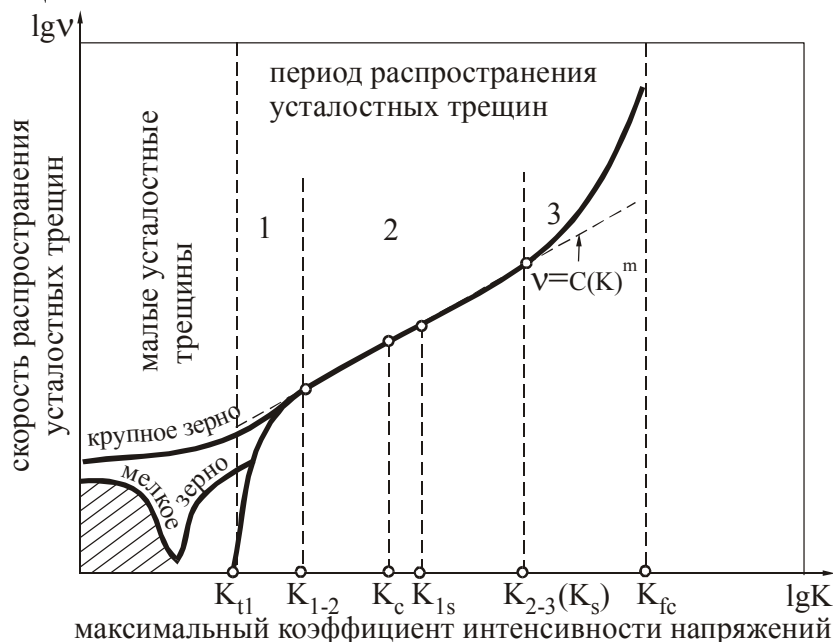


Рис. 8. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения (КДУР) (схема)

На КДУР выделяют две основные характеристики циклической трещиностойкости:

- пороговый размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} , ниже которого усталостная трещина не распространяется;
- критический размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{fc} , при котором происходит усталостное разрушение.

Ниже более детально рассмотрены процессы накопления усталостных повреждений в каждом из периодов и стадий в условиях циклического деформирования.

2.1. ПЕРИОД ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

2.1.1. СТАДИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ МИКРОТЕКУЧЕСТИ

Фундаментальной особенностью поведения металлических материалов, подвергающихся разрушению, является неременное наличие перед разрушением микро- или макродеформации. В зависимости от структурного состояния, вида нагружения и асимметрии цикла предел выносливости ОЦК-металлов и сплавов может быть по своему значению выше и ниже физического предела текучести. В том случае, когда он ниже физического предела текучести (наиболее частый случай), циклическое деформирование начинается со стадии циклической микротекучести. Иногда наличие этой стадии связывают с эффектом задержки текучести при усталости (phenomenon of delayed fatigue yielding) по аналогии с эффектом задержки текучести при статическом деформировании.

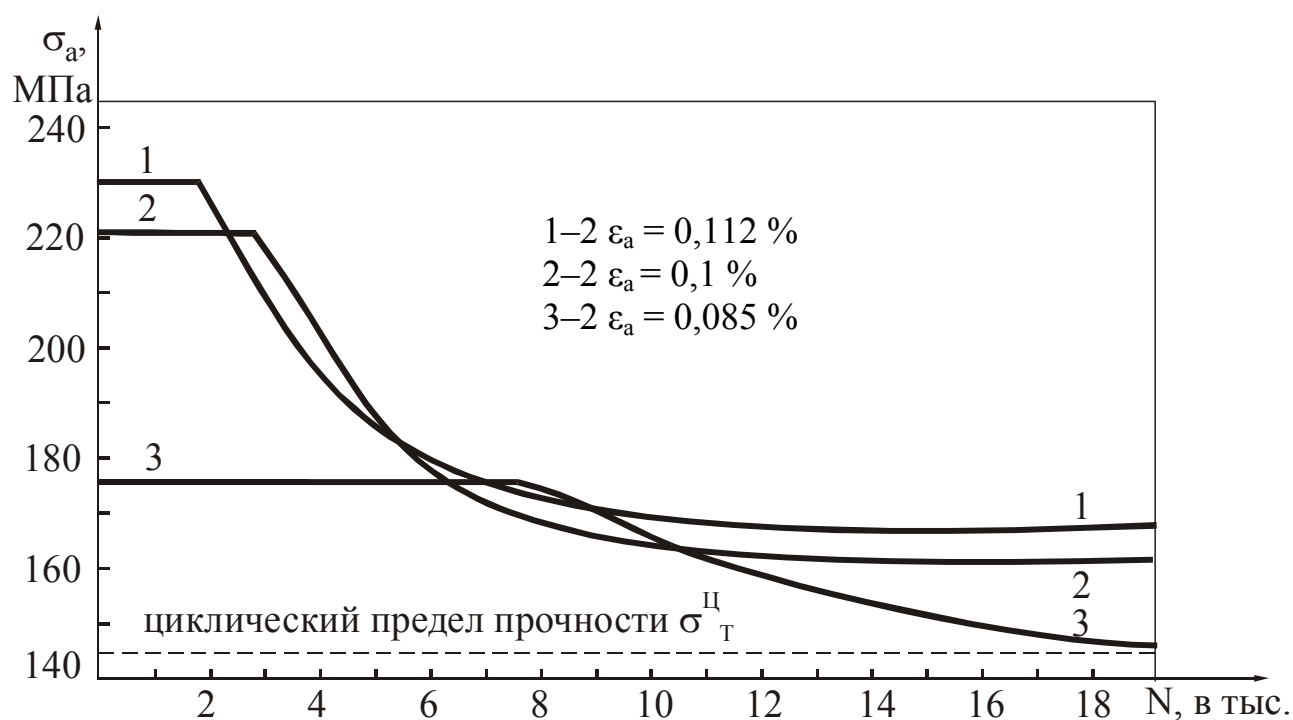


Рис. 9. Изменение циклического напряжения в процессе усталостного нагружения образцов из армо-железа

На рис. 9 представлены экспериментальные данные по изменению максимального напряжения σ_a (меньшего статического предела текучести при ис-

следованных амплитудах циклической деформации) в зависимости от числа циклов при испытании на усталость с постоянной амплитудой деформации за цикл образцов из отожженного железа [32]. На этой стадии (горизонтальные участки кривых на рис. 9) раскрытия петли механического гистерезиса (точность замера деформации 0,001 %) не происходит и циклическое напряжение с ростом числа циклов остается постоянным. На зеркально полированной поверхности образцов не наблюдается следов макроскопической деформации. Электронно-микроскопические исследования показали, что на этой стадии циклического деформирования, как и в условиях статического нагружения, изменяется дислокационная структура: на границах ферритных зерен генерируются новые дислокации; в отдельных зернах наблюдаются дислокационные сплетения. В наиболее благоприятно ориентированных зернах могут генерироваться полосы скольжения. Пример дислокационной структуры, формирующейся на этой стадии циклического нагружения в отожженных образцах из стали Ст. 3, приведен на рис. 10.

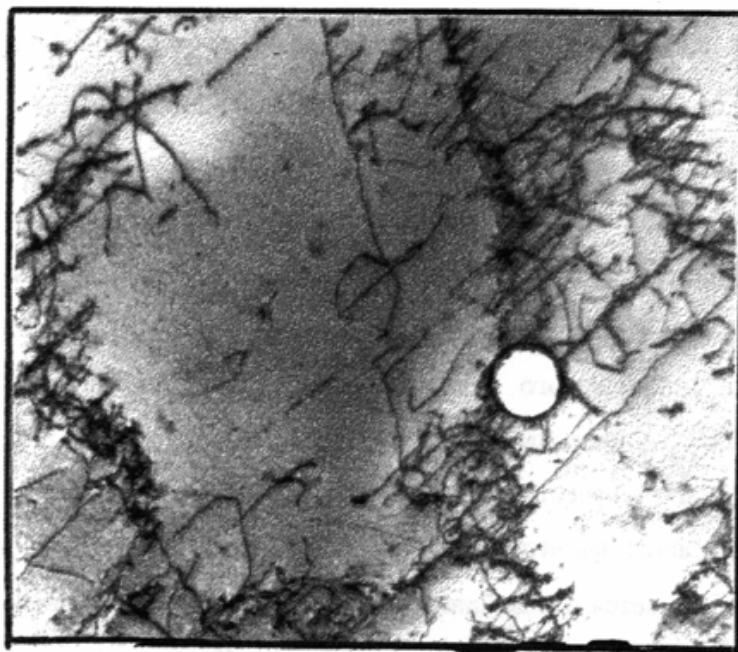


Рис. 10. Дислокационная структура низкоуглеродистой стали Ст.3 на стадии циклической микротекучести (x 15000)

Интенсивность микропластической деформации на этой стадии циклического деформирования в приповерхностных слоях металла выше, чем во внутренних объемах. Об этом свидетельствуют данные рентгеноструктурного анализа с использованием послойного удаления металла и сравнения плотности дислокаций в объеме и приповерхностных слоях металла. Причина такого поведения связана с рядом факторов:

- с особенностью закрепления приповерхностных источников дислокаций (имеющих одну точку закрепления), у которых критическое напряжение начала их работы значительно ниже, чем у источников в объеме;
- наличием в поверхностном слое более грубой, чем в объеме, дислокационной сетки Франка (в этом случае для генерирования дислокаций требуется меньшее напряжение);

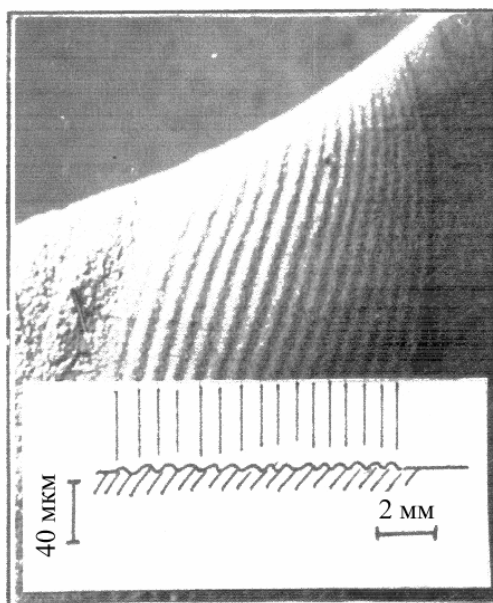
- наличием поверхностных концентраторов напряжений;
- различием скоростей движения дислокаций у поверхности и внутри металлов и т.д.

Следует отметить по данным ряда исследований, что стадия циклической микротекучести при испытаниях на усталость с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл может отсутствовать.

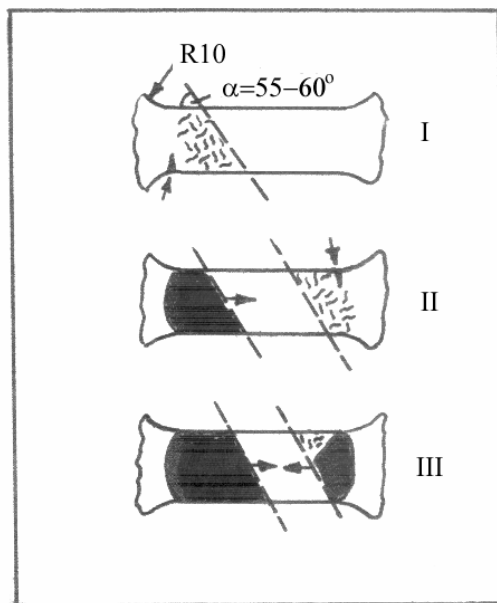
2.1.2. СТАДИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТЕКУЧЕСТИ

Стадия циклической текучести наблюдается у металлических материалов, имеющих физический предел текучести, и связана с прохождением фронта Людерса-Чернова в условиях циклического деформирования. После достижения определенного числа циклов (соответствующих окончанию стадии циклической микротекучести) наблюдается начало раскрытия петли гистерезиса и снижение действующего напряжения σ_a (при испытаниях с общей постоянной деформации за цикл) у образцов из отожженного железа (рис. 9). Происходит процесс макроскопического циклического разупрочнения. Такое поведение характерно для материалов, имеющих физический предел текучести и испытываемых на усталость ниже статического предела текучести. На этой стадии циклического деформирования проходит фронт Людерса-Чернова. На полированной поверхности образцов железа образуются темные "язычки" пластической деформации на границе перехода от рабочей части к головкам образца. Особенности прохождения фронта текучести при усталости в условиях растяжения – сжатия показаны на рис. 11. Увеличение числа циклов нагружения не приводит к возникновению типичного фронта текучести (деформации Людерса-Чернова). Вместо этого область образца, составляющая примерно одну треть рабочей части образца, постепенно покрывается волнистыми следами деформации, ориентированными в двух пересекающихся плоскостях скольжения. С ростом числа циклов деформированные области охватывают другие объемы материала. При больших циклических деформацияххождение циклического фронта Людерса-Чернова в условиях усталости с переменной знака нагружения связано с образованием волнистого рельефа на поверхности образца (рис. 11,а).

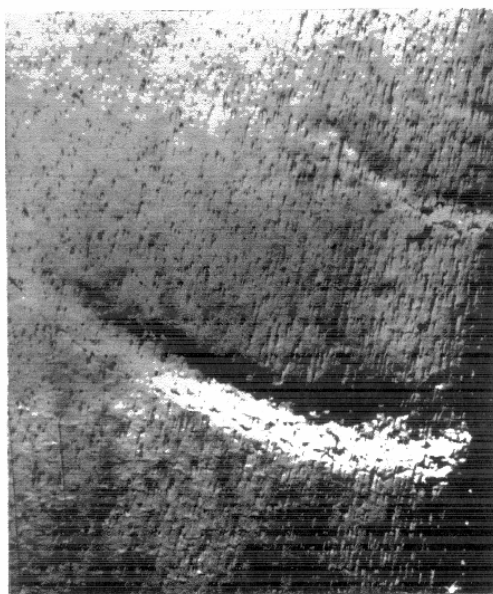
Следует отметить, что в процессе такого макроскопического разупрочнения образца (снижения амплитуды напряжения с ростом числа циклов, см. рис. 9) элементарные объемы металла упрочняются – в них повышается плотность дислокаций. Своеобразный характер изменения механических свойств железа (макроскопическое разупрочнение, сопровождаемое локальным упрочнением) в процессе циклического деформирования на этой стадии вызван распространением **локальных усталостных зон макроскопической деформации** с подвижными дислокациями. Преобладающим типом структуры образцов из железа на стадии циклической текучести являются чаще всего вытянутые вдоль одного из направлений плоские скопления дислокаций. С ростом числа циклов или амплитуды нагружения сплетения дислокаций увеличиваются в размере и становятся еще плотнее. Отдельные сплетения смыкаются, образуя подобие ячеистой структуры.



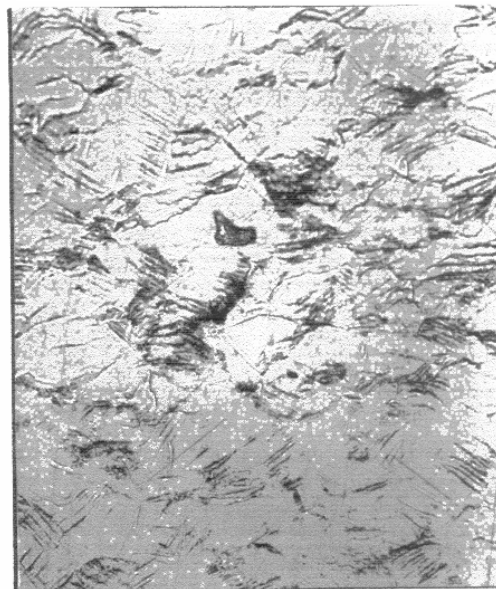
a x10



б



б x500



г x100

Рис. 11. Металлографические особенности прохождения фронта Людерса-Чернова в условиях растяжения-сжатия армко-железа при σ_a , равном статическому пределу текучести:

a – следы и профиль циклической полосы деформации; *б* – зародыш пластического течения;
в – схема развития пластической деформации; *г* – устойчивые полосы скольжения

Распространение фронта Людерса – Чернова на стадии циклической текучести связано с процессами интенсивного изменения дислокационной структуры в областях металла, где этот фронт уже прошел (происходят процессы деформационного упрочнения в локальных объемах металла). Это является особенностью процесса циклического деформирования по сравнению со статическим нагружением. Из-за длительности процесса усталости происходят также структурные изменения и в областях, соответствующих микротекучести ме-

талла. Эти изменения связаны с накоплением микропластической деформации и процессами динамического деформационного старения (например, у углеродистых сталей).

2.1.3. СТАДИЯ ЦИКЛИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ (РАЗУПРОЧНЕНИЯ)

Как уже отмечалось выше, стадии циклической микротекучести и циклической текучести характерны для металлов и сплавов, имеющих физический предел текучести, и их можно изучать по определенной методике усталостных испытаний. Для металлических материалов, не имеющих физического предела текучести, усталостный процесс начинается с кратковременной стадии циклической микротекучести (которая часто протекает в процессе вывода испытательной машины на заданную амплитуду нагружения), а затем следует стадия циклического деформационного упрочнения (разупрочнения). Эту стадию надо рассматривать как конкуренцию двух кинетических процессов – пластической деформации и разрушения (по терминологии И.А. Одингга – упрочнения и разупрочнения). Поэтому в области циклического упрочнения (третья стадия в периоде зарождения усталостных трещин, см. рис. 7) пунктирной линией отмечено геометрическое место точек, соответствующих началу появления поверхностных субмикротрещин размером 1...3 мкм. Склонность металлических материалов к циклическому упрочнению или разупрочнению определяется отношением предела прочности к условному пределу текучести. Известно, что все материалы с $y_B/y_{0,2} < 1,2$ разупрочняются при циклическом деформировании, тогда как материалы, для которых $y_B/y_{0,2} = 1,4$ и выше, циклически упрочняются. При $1,2 \leq y_B/y_{0,2} \leq 1,4$ может происходить либо упрочнение, либо разупрочнение.

На первых двух стадиях периода зарождения усталостных трещин, хотя и происходят изменения в структурном состоянии материалов, механические свойства при этом практически не меняются. На стадии же циклического упрочнения (разупрочнения) происходит интенсивное изменение механических свойств до определенного числа циклов, которое зависит от амплитуды приложенной нагрузки. Затем достигается стабилизация этих свойств или их значения изменяются мало. Для исследования изменений механических свойств в процессе циклического деформирования используют петлю механического гистерезиса, форма и площадь которой меняются в процессе нагружения. Характерные параметры петли гистерезиса показаны на рис. 5,а, а наиболее важные методики испытаний на усталость – схематически на рис. 12. Применяемый в настоящее время метод испытания с контролируемым напряжением, при котором в образце в процессе всего испытания поддерживается постоянство двух граничных напряжений цикла, показан на рис. 12,а. Две приведенные на этом рисунке петли гистерезиса отражают реакцию материала на внешнюю нагрузку в различные моменты времени. При этом методе испытания достаточно

определять лишь изменение ширины петли гистерезиса. При испытаниях на усталость с предварительно заданными границами суммарной деформации, помимо измерения амплитуды пластической деформации следует также определять изменение амплитуды напряжения цикла (рис. 12,б). В фундаментальных металловедческих исследованиях предпочитают применять испытания с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл (рис. 12,в). Изменение механических свойств при этом проявляется в изменении действующего в образце напряжения.

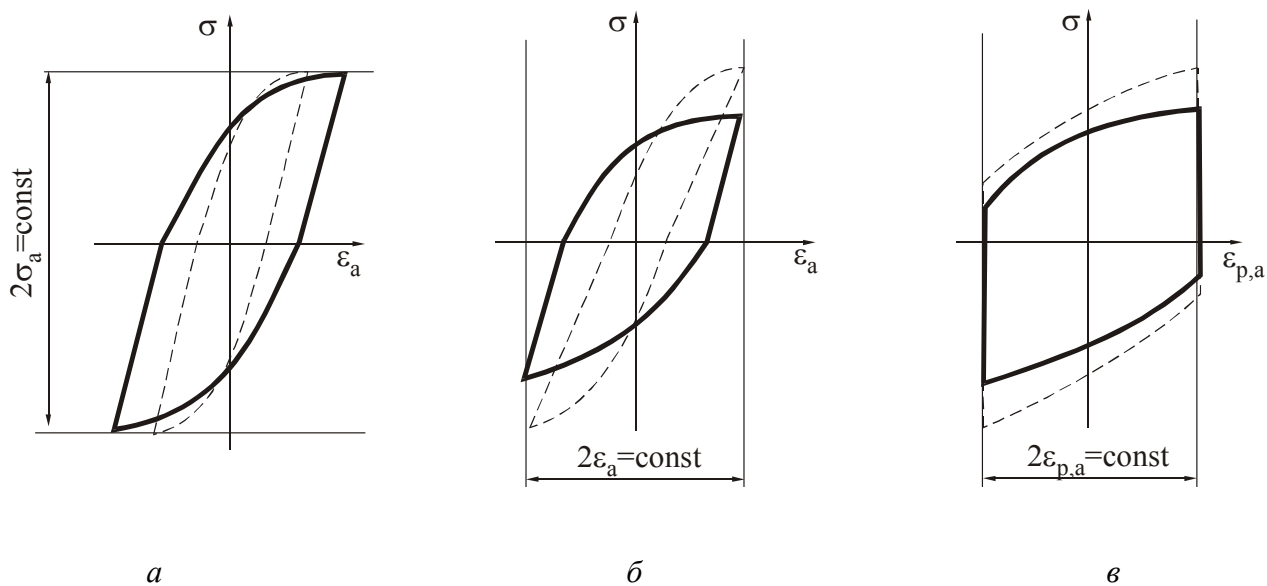


Рис. 12. Методы проведения усталостных испытаний с постоянной амплитудой:

a – циклического напряжения; *б* – суммарной деформации; *в* – пластической деформации

Для научных исследований преимущественно выбирают изменение нагрузки во времени по пилообразному закону, так как в этом случае материал деформируется приблизительно с постоянной скоростью. Частое применение синусоидальной временной функции нагрузки в практике является следствием имеющих в распоряжении машин.

По результатам усталостных испытаний, используя данные по изменению параметров петли механического гистерезиса, строят **кривые циклического упрочнения (разупрочнения)** (рис. 13). Оценка результатов испытаний с контролируемым напряжением дает соответствующую каждому циклу нагружения амплитуду пластической деформации $\epsilon_{p,a}$ как половину ширины петли гистерезиса при напряжении цикла σ_a . Затем обычно в логарифмическом масштабе строят зависимость амплитуды необратимой пластической деформации $\epsilon_{p,a}$ от числа циклов нагружения. Аналогично поступают при испытании с контролируемой амплитудой суммарной или пластической деформации.

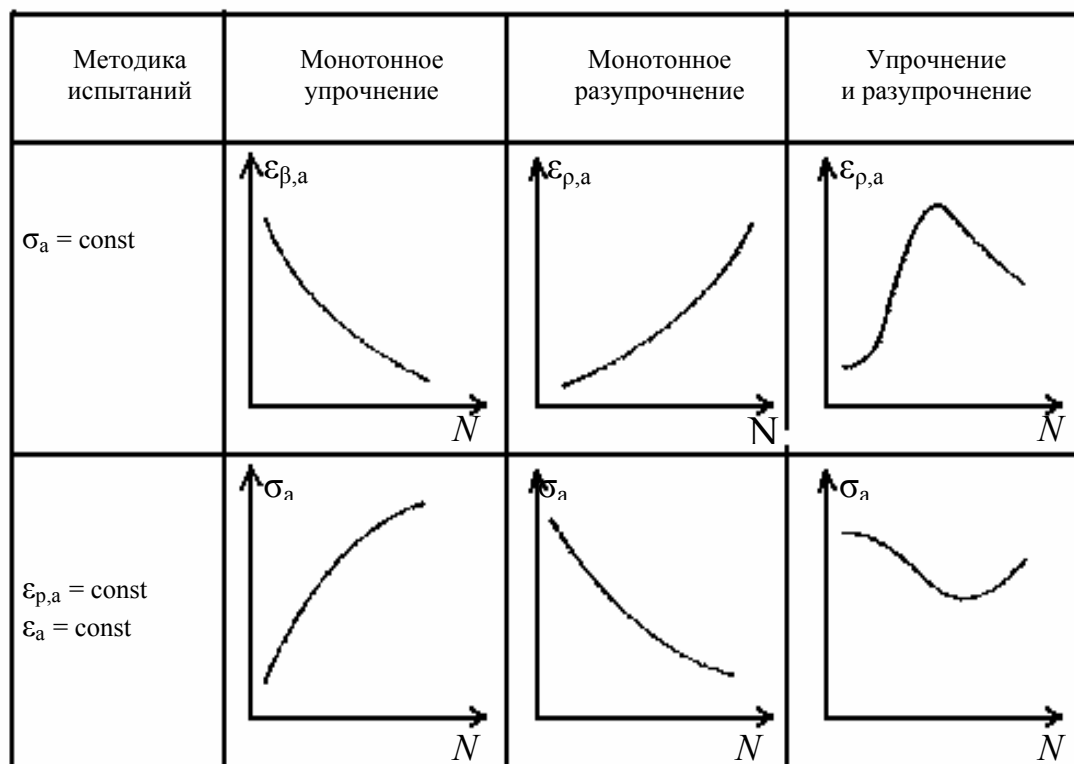
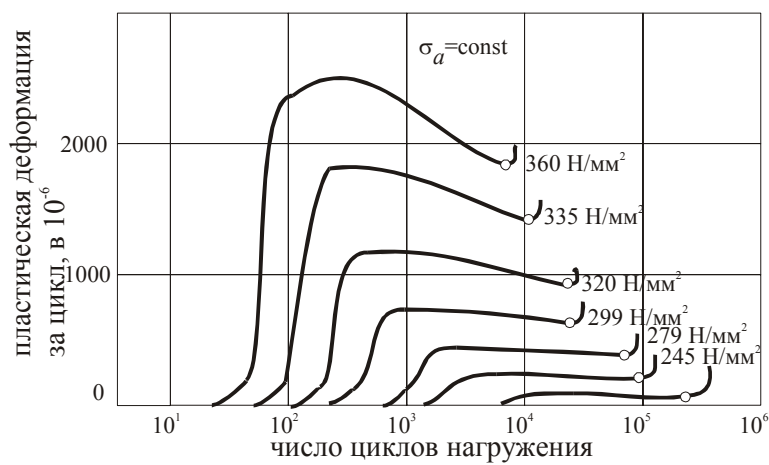


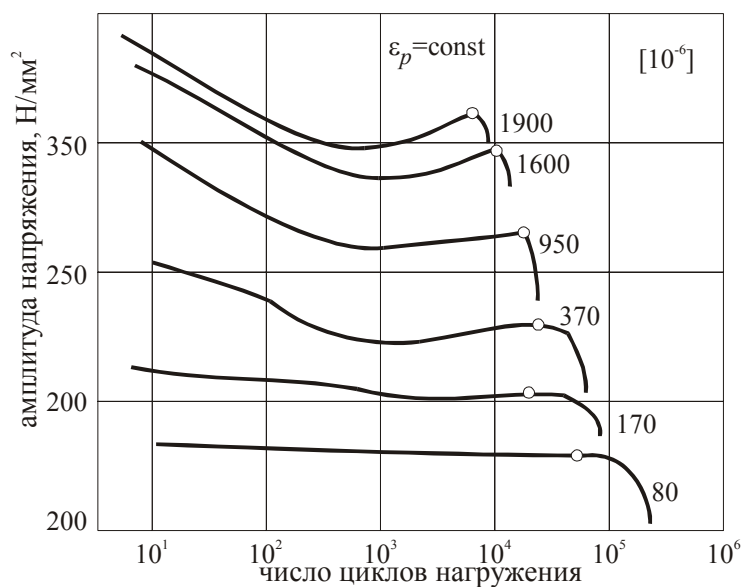
Рис. 13. Характерные типы кривых циклического упрочнения (разупрочнения)

В зависимости от структурного состояния материала встречаются три типа характерных кривых циклического упрочнения (разупрочнения) (рис. 13). Монотонное циклическое упрочнение под действием циклической нагрузки, например, наблюдается в нормализованных конструкционных сталях, которые испытываются на усталость при амплитудах, больших макроскопического предела текучести. Монотонное циклическое разупрочнение характерно для высокопрочных и холоднодеформированных металлических материалов при амплитудах напряжения ниже предела текучести. Первоначальное циклическое разупрочнение и последующее циклическое упрочнение типично для нормализованных конструкционных сталей, если величина приложенной нагрузки не превышает макроскопический предел текучести. На рис. 14, для примера, представлены кривые циклического упрочнения конструкционной стали Ск 45.

Кроме кривых циклического упрочнения (разупрочнения) для оценки поведения металлических материалов в условиях циклического нагружения строят также кривые циклического деформирования (рис. 15) в координатах циклическое напряжение – деформация, причем берут значения циклической деформации при достижении стабилизации (насыщения) параметров петли гистерезиса. При монотонном циклическом упрочнении материала в случае испытания с контролируемым напряжением в многоциклового области нагружения наблюдают горизонтальный ход кривых. Почти не зависящую от числа циклов нагружения амплитуду пластической деформации в этом случае рассматривают в качестве амплитуды насыщения. В предположении, что постоянство амплитуды пластической деформации поддерживается достаточно точно, пару значений $(\sigma_a, \epsilon_{p,a})$ можно рассматривать как точку кривой циклического деформирования. Кривую циклического деформирования $(\sigma_a - \epsilon_{p,a})$ монотонного упрочнения строят по схеме, приведенной на рис. 15,а.



a



б

Рис. 14. Кривые циклического упрочнения нормализованной стали Ск 45 при испытаниях на усталость с постоянной амплитудой напряжения (а) и с постоянной амплитудой пластической деформацией за цикл (б)

Для материалов, которые ни при какой амплитуде напряжения не дают горизонтального участка кривой в течение достаточно большого числа циклов нагружения, однозначно определить кривую циклическое напряжение – деформация значительно сложнее. Есть предложение взять за меру циклической пластической деформации величину, которая измеряется при половине числа циклов нагружения до разрушения (рис. 15,б). Однако такой подход некорректен. Если по этому методу с помощью кривых циклического упрочнения определить значения напряжения и деформации, то они могут относиться к совершенно различным деформированным состояниям материала.

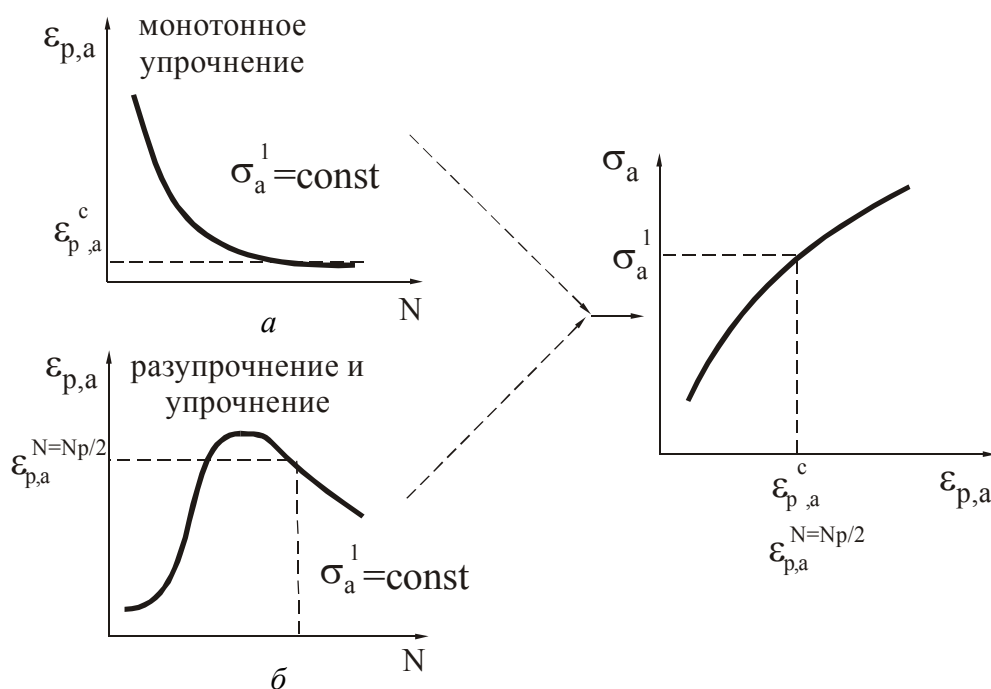


Рис. 15. Методы определения кривой циклического деформирования

В случае более сложного поведения материала (первоначальное циклическое разупрочнение с последующим упрочнением) для построения кривой циклического деформирования можно также использовать метод, в основу которого положено представление об изменении свойств материала при наличии в нем зародившейся трещины. Образование трещин проявляется на кривых циклического деформирования в том, что амплитуда пластической деформации вслед за фазой циклического упрочнения с ростом числа циклов нагружения вновь увеличивается. Это можно объяснить уменьшением поперечного сечения образца, что позволяет связать четко выраженный минимум на кривой циклического упрочнения (разупрочнения) с зарождением трещин и использовать для построения кривой циклического деформирования соответствующие значения σ_a и $\varepsilon_{p,a}$. При определении отдельных точек кривой циклического деформирования поступают так, как схематически показано на рис. 16. На рис. 17 в качестве примера представлены кривые циклического деформирования углеродистой и легированной сталей. Из сравнения кривых статического и циклического деформирования делают вывод, является ли материал циклически упрочняющимся (если кривая циклического деформирования проходит выше кривой статического деформирования) или он циклически разупрочняющийся (кривая циклического деформирования проходит ниже кривой статического деформирования).

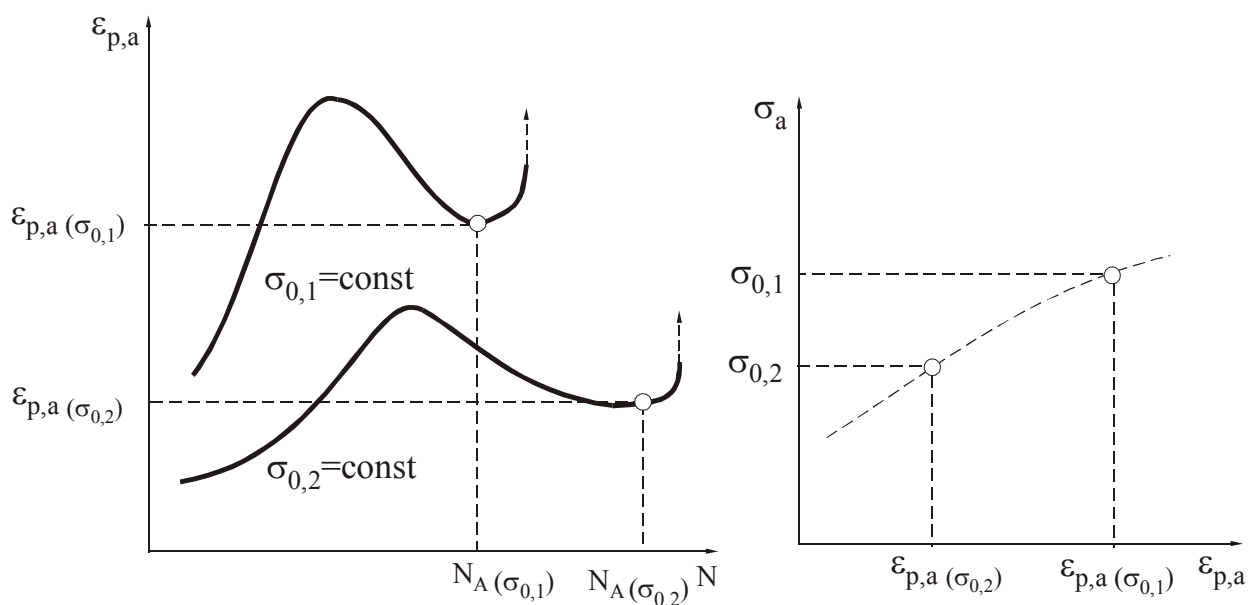


Рис. 16. Рациональное определение кривой циклического деформирования при немонотонном поведении материала

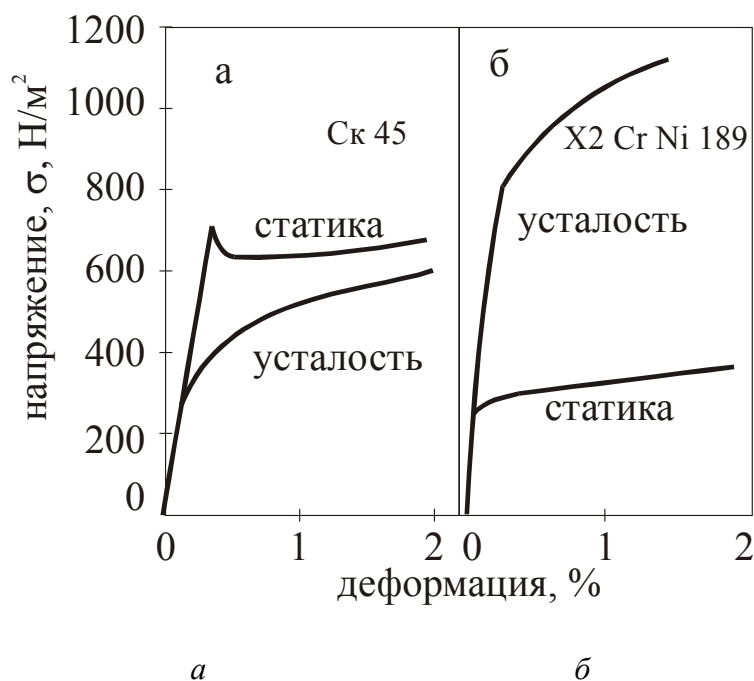


Рис. 17. Кривые циклического деформирования:
а – углеродистая сталь, б – легированная сталь

Полученные для поликристаллических материалов данные показывают, что кривую циклического деформирования можно описать степенной функцией

$$\sigma_a = K (\varepsilon_{p,a})^n, \quad (2)$$

где K – коэффициент циклической прочности; n – показатель кривой циклического деформирования.

Циклическое упрочнение обычно наблюдается у пластичных металлических материалов, а циклическое разупрочнение у высокопрочных или предварительно деформированных материалов. У металлов и сплавов, имеющих физический предел текучести, вначале происходит циклическое разупрочнение, связанное с неогомогенностью пластической деформации на площадке текучести (при циклических нагрузках ниже предела текучести), а затем упрочнение.

На стадии циклического деформационного упрочнения интенсивно повышается плотность дислокаций в пластичных металлических материалах (рис. 18). При этом наблюдается большое разнообразие формирующихся дислокационных структур в зависимости от типа кристаллической решетки и структурного состояния металлических материалов. Однако если просто изучать все многообразие дислокационных структур, то очень трудно выявить общие закономерности накопления повреждений в процессе усталости.

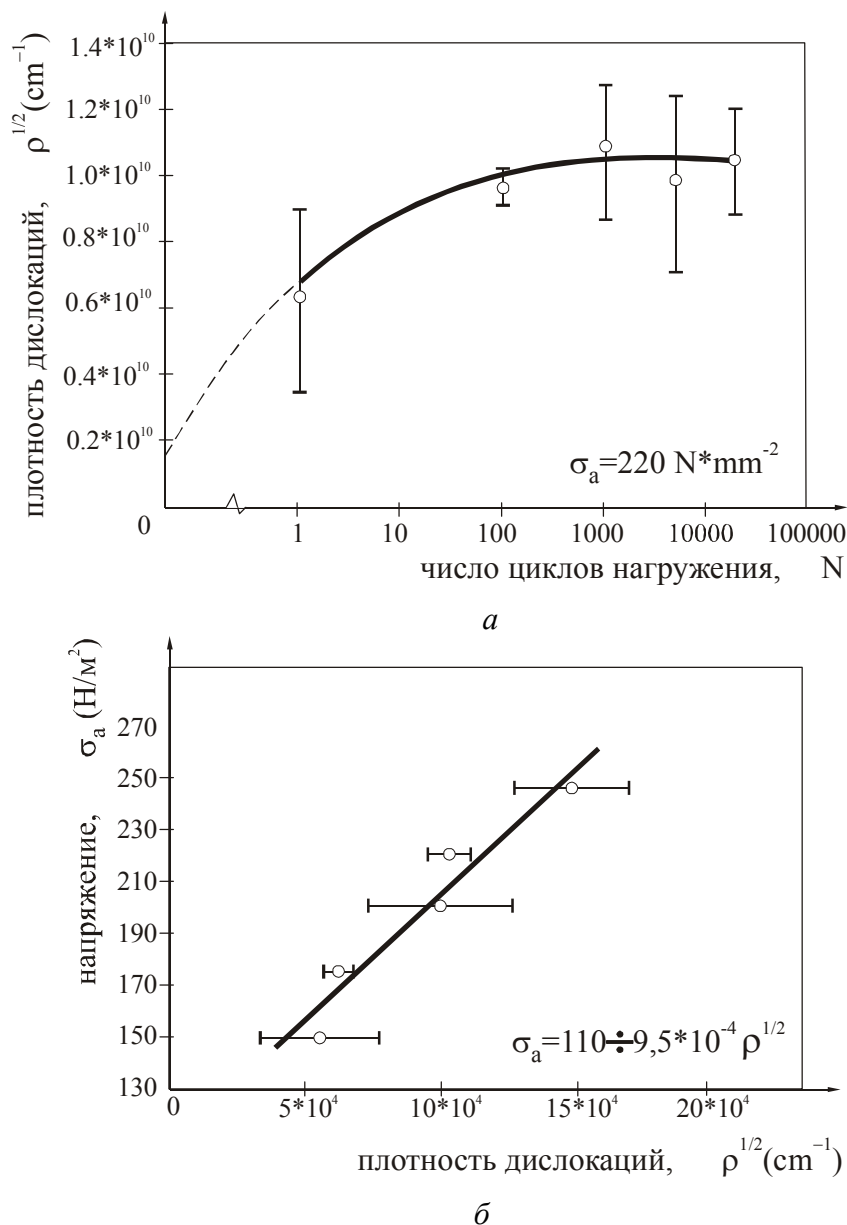


Рис. 18. Изменение плотности дислокаций в процессе усталости сплава:

медь – 35с%, никель – 3,5с%, хром; α – изменение плотности дислокаций от количества

циклов нагружения, β – изменение плотности дислокаций от уровня

циклического напряжения

Важно рассмотреть эволюцию дислокационных структур при характерных (пороговых) условиях пластической деформации разрушения. В этом смысле весьма перспективно привлечь к анализу представления синергетики (области научных исследований, целью которых является выявление общих закономерностей в процессах образования, устойчивости и разрушения упорядоченных временных и пространственных структур в сложных неравновесных системах различной природы) [23,25]. Подходы синергетики позволяют описывать сложное поведение открытых систем (а образец или конструкция, которые испытываются на усталость, являются открытыми системами), не вступая в противоречие со вторым законом термодинамики. Синергетика оперирует с диссипативными структурами, образующимися в неравновесных условиях в результате обмена энергией (или энергии и веществом) с окружающей средой при подводе внешней энергии к материалу [24,18].

Повышение плотности дислокаций на стадии циклического деформационного упрочнения приводит к формированию упорядоченных самоорганизующихся дислокационных структур (СДС). Эти структуры в основном являются диссипативными. И. Пригожин и И. Стенгерс [8] образование диссипативных структур связывают с термодинамической неустойчивостью системы в точке бифуркации, когда, например, хаотическая структура перейдет на новый, более дифференцированный и более высокий уровень упорядоченности или организации (например, формирование в металлах при циклической деформации упорядоченных ячеистой или полосовой дислокационных структур). Для формирования и поддержания таких структур требуется большая энергия, чем для поддержания более простых структур, на смену которым они приходят. Таким образом, диссипативными структурами называют не все динамические структуры, а лишь те самоорганизующиеся структуры, которые вносят существенный вклад в общую энергию системы. К этим структурам можно отнести также такие, которые называют низкоэнергетическими дислокационными структурами (НДС). Для них характерно наличие объемов, практически свободных от дислокаций, с граничными областями, где плотность дислокаций очень высока (неоднородное стационарное состояние, устойчивое к малым возмущениям).

В настоящее время предлагается следующая классификация дислокационных структур, возникающих при циклических деформациях:

- структуры равновесия (например, НДС);
- сильно неравновесные самоорганизующиеся дислокационные структуры (СДС).

НДС являются частным случаем СДС. В свою очередь, СДС предложено разбить на две категории: самоорганизующиеся дислокационные структуры, связанные с единичным скольжением (устойчивые полосы скольжения, дисло-

кационная сетка у границ зерен, венная структура), и самоорганизующиеся дислокационные структуры, связанные с множественным скольжением (лабиринтная и ячеистая структуры). На рис. 19 приведены примеры ячеистой и полосовой дислокационных структур, формирующихся в процессе усталости, а также структур, формирующихся на начальных стадиях усталости [39, 40].

Что, наконец, представляется нам затвердевшим и плотным, то состоять из начал крючковатых должно несомненно, сцепленных между собой наподобие веток сплетенных.

*Римский поэт Тит Лукреций Кар – О природе вещей.
(1 век до н.э.)*

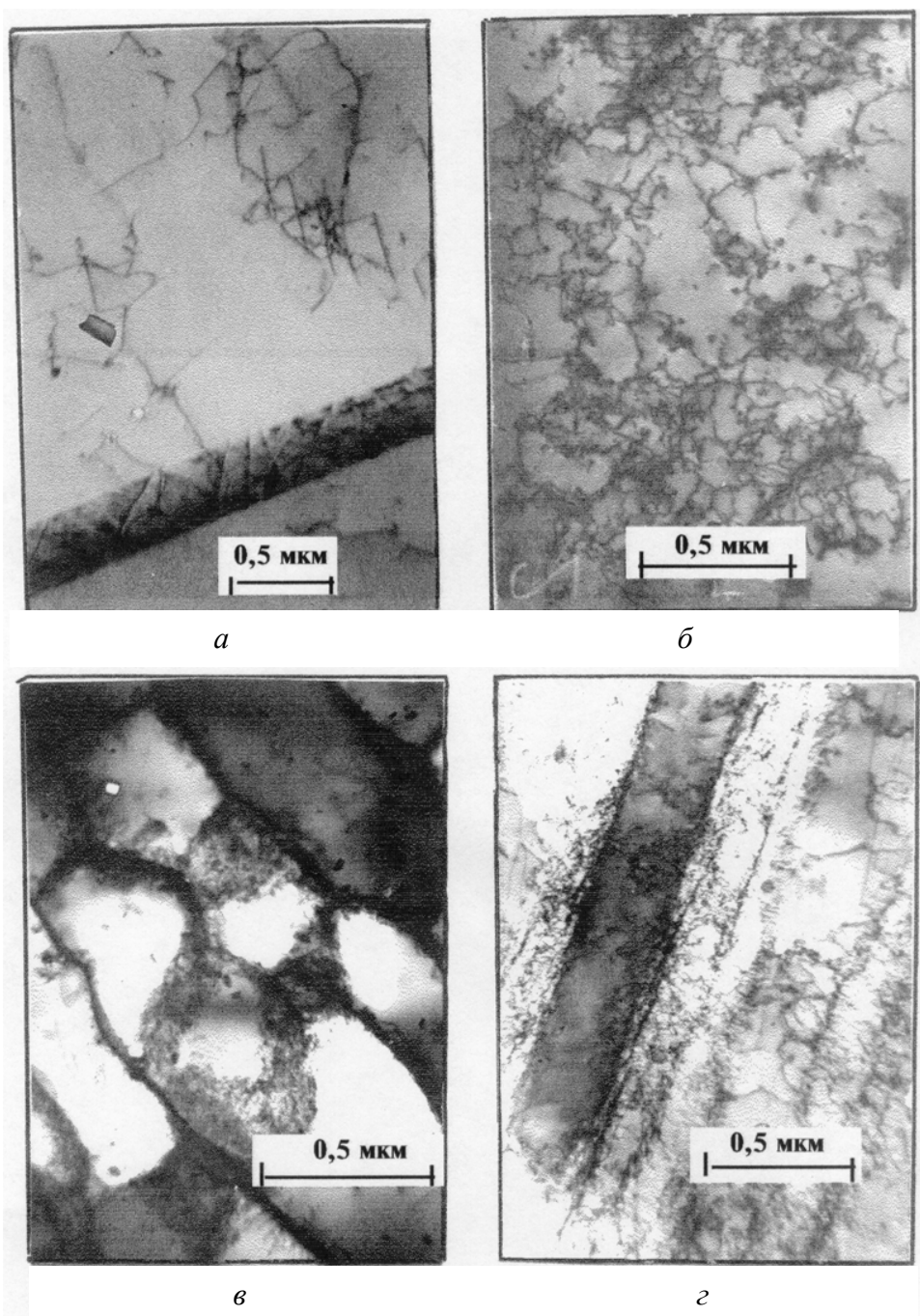


Рис. 19. Дислокационные структуры, формирующиеся в процессе усталости железа при комнатной температуре на разных стадиях:

а – циклическая микротекущность, *б* – текучесть,
в, г – деформационное упрочнение

Следует отметить, что кроме изменения плотности дислокаций в процессе циклического деформирования, на стадии циклического деформационного упрочнения могут интенсивно проходить фазовые превращения (например, мартенситные превращения в метастабильных аустенитных сталях или процессы возврата в алюминиевых сплавах) и другие структурные изменения (динамическое деформационное старение в углеродистых сталях и др.). Эти фазовые превращения и структурные изменения могут существенно влиять на долговечность металлических материалов.

Механизмы деформационного упрочнения при усталости в основном такие же, как и при статическом деформировании. Все они связаны с взаимодействием движущихся дислокаций с различного рода препятствиями:

- с другими дислокациями (или дислокационными образованиями);
- границами зерен;
- растворенными чужеродными атомами и различного рода частицами (когерентными и некогерентными выделениями, упорядоченными фазами и крупными вторыми фазами). Специфика циклического деформирования связана с относительно малыми внешними напряжениями, которые повторяются большое число циклов.

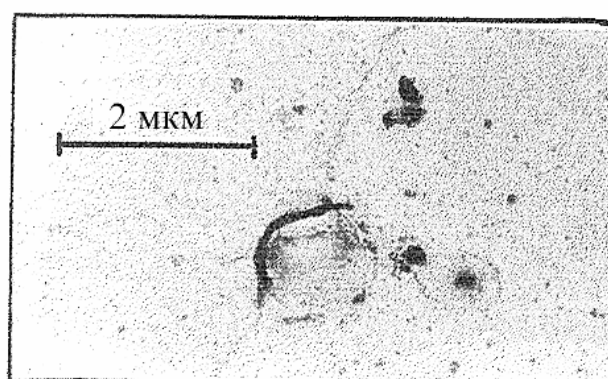
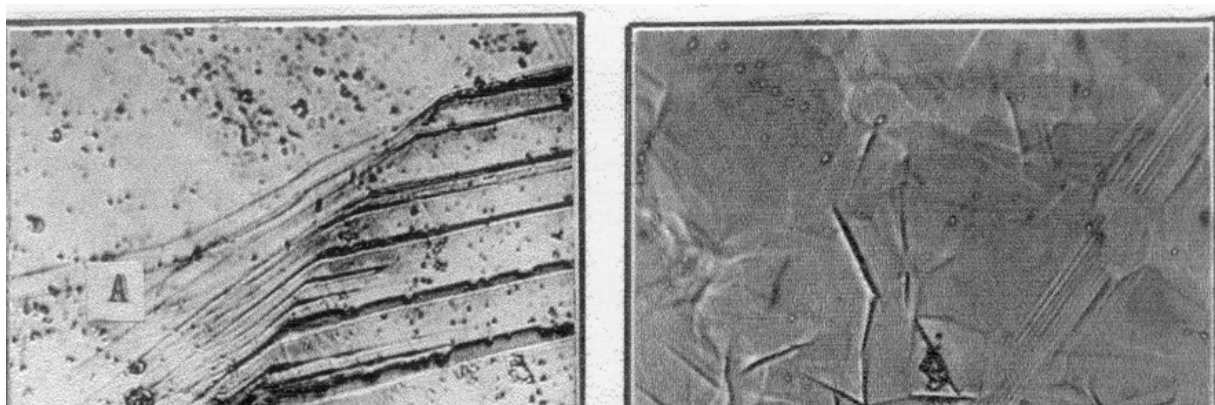
Достижение пунктирной линии зарождения субмикротрещин на стадии циклического деформационного упрочнения (см. рис. 7) связано с формированием таких СДС с критической плотностью дислокаций ($\rho \cong 10^{14} \text{ м}^{-2}$), например, в стенках дислокационных ячеек или полосовых структур. Именно в этих локальных объемах металлов возникают уже на стадии циклического деформационного упрочнения субмикротрещины размером порядка 1...3 мкм.

По поводу зарождения трещин в теории прочности существуют два подхода: механический и кинетический (термофлуктуационный). Согласно механическому подходу разрыв межатомной связи происходит в том случае, если сила F , действующая на нее, больше некоторой критической силы F_m . Тепловое движение атомов при этом не учитывается. При $F < F_m$ разрыва не происходит вообще, а при $F \geq F_m$ он происходит мгновенно (за время, равное примерно времени атомного колебания $\approx 10^{-12} \text{ с}$). Сила со скоростью порядка скорости звука переходит на соседнюю связь. При термофлуктуационном подходе разрыв межатомной связи происходит при $F < F_m$ за счет воздействия на нее тепловой флуктуации. Сила $F < F_m$ играет при этом двоякую роль:

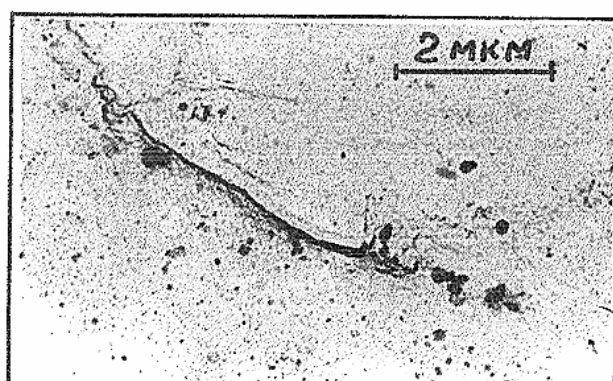
- понижает энергетический барьер, который необходимо преодолеть для разрыва связи,
- обеспечивает энергетическую выгодность конечного состояния с разорванной связью.

При таком подходе разрыв межатомной связи становится вероятностным процессом, требующим времени ожидания достаточно мощной тепловой флук-

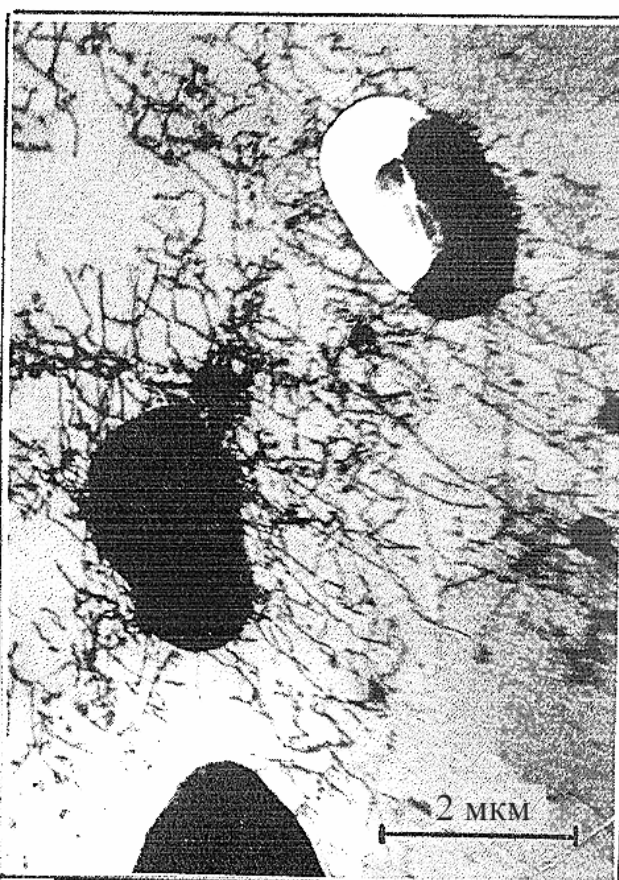
туации, способной разорвать связь. Вследствие этого процесс разрушения является кинетическим процессом накопления разорванных связей во времени.



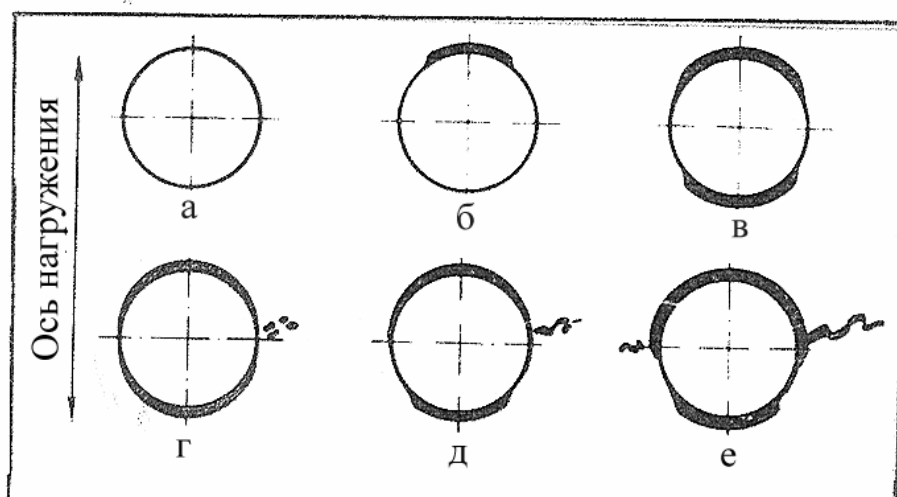
а) x5370x2,5



б) x3920x2,5

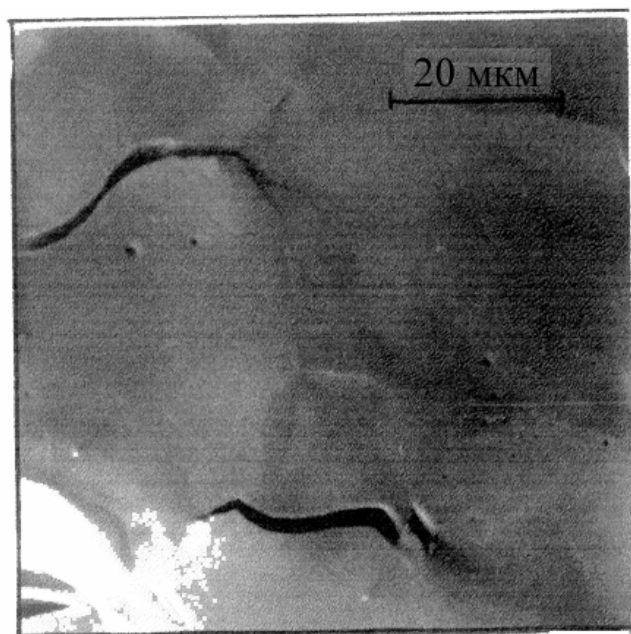


в) x5000x2,5



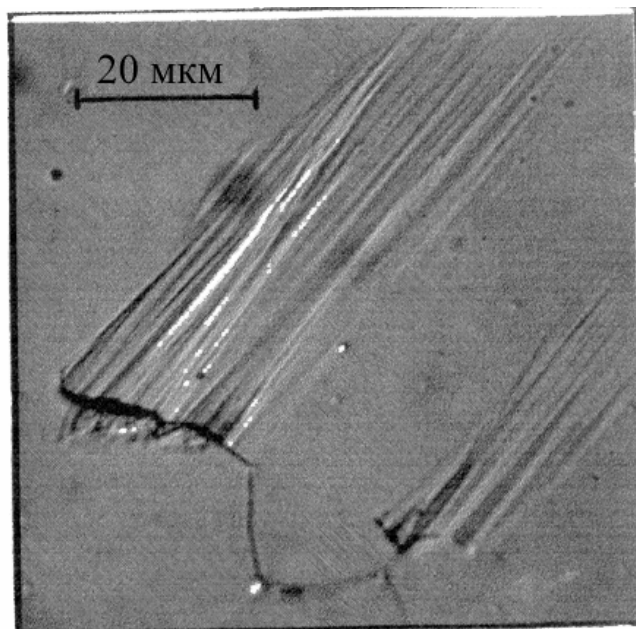
г)

Рис. 21. Зарождение усталостных трещин (повторное растяжение)
у неметаллических включений в Ст. 3 ($\sigma_a = 245$ МПа, $N = 4,6 \cdot 10^3$ циклов – *а, б*);
дислокационная структура у неметаллического включения на стадии циклической
текучести (*в*) и схема зарождения усталостной трещины у включения (*г*)



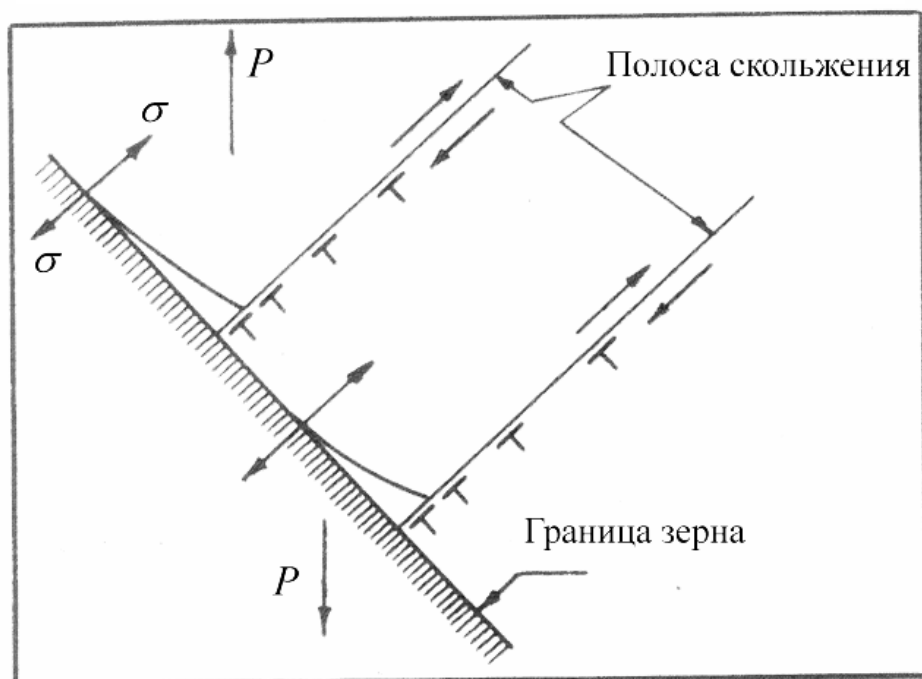
x1000

а



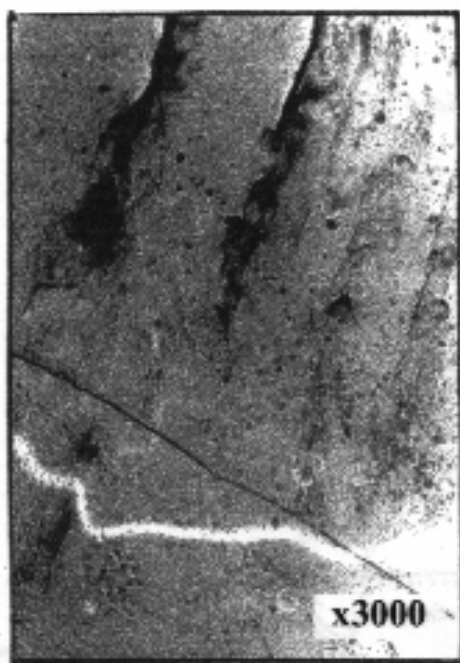
x1000

б



в

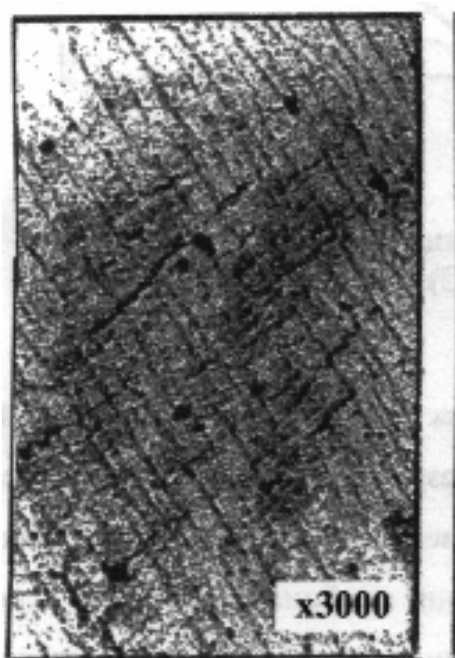
Рис. 22. Образование межзеренных трещин в условиях повторного
растяжения
молибдена (а,б) и схема зарождения трещины у границы зерна при
встрече с ней
полосы скольжения (в)



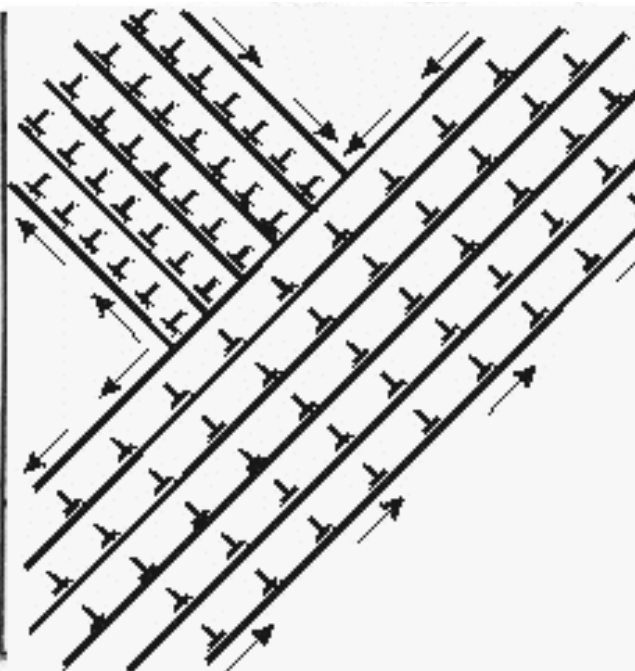
а



б



в



г

Рис. 23. Встреча устойчивых полос скольжения с границей ферритного зерна (*а*), перлитной колонией (*б*), образование микротрещин при пересечении двух систем скольжения в образцах из стали Ст 3 (*в*) и схема образования микротрещин при пересечении двух систем скольжения (*г*)

В условиях циклического деформирования могут наблюдаться те же механизмы зарождения трещин, которые свойственны и другим видам нагружения:

- механизм слияния дислокаций;
- механизм заторможенного сдвига;
- механизм вскрытия полосы скольжения;
- механизм Коттрелла;
- зарождение микротрещин на пересечении полос скольжения;
- образование субмикротрещин на краю субграницы;
- образование трещин при взаимодействии двойников;
- возникновение микротрещин на поверхностях раздела.

Во многих случаях невозможно провести четкую грань между различными вариантами и исключить еще серии механизмов, не укладывающихся ни в одном из названных. На рис. 20...23 представлены некоторые механизмы зарождения усталостных трещин на стадии деформационного упрочнения.

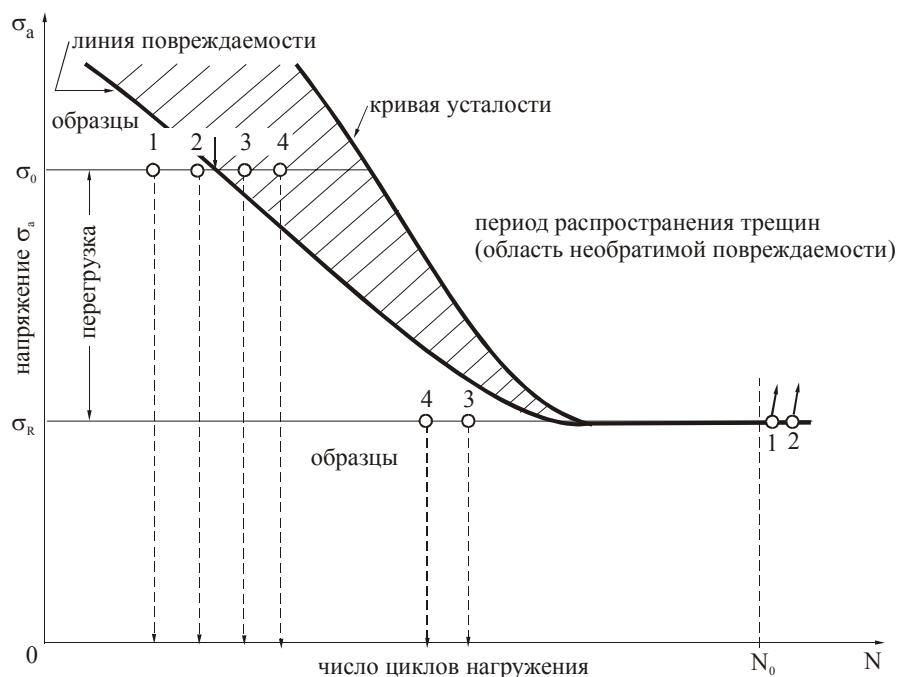
К специфическим механизмам зарождения трещин в условиях усталости можно отнести механизм зарождения трещин, связанный с образованием экструзий и интрузий за счет локализованного скольжения в условиях знакопеременного нагружения (рис. 24), а также другие механизмы зарождения трещин, учитывающие повторность нагрузки (а также знакопеременность) в условиях усталости и преимущественное течение приповерхностных слоев металла в периоде зарождения трещин.



Рис. 24. Схема образования экструзий и интрузий в устойчивых полосах скольжения (УПС) при циклическом деформировании

В сталях с гетерогенной структурой (в частности, у перлитных сталей) могут существовать два независимых субмикроскопических источника разрушения: либо зеренный (зарождение субмикротрещин на границе перлитных зерен), либо цементитный (инициирование субмикротрещин в срезах цементитных пластин). Чаще всего субмикроскопические усталостные трещины зарождаются в приповерхностных слоях металла глубиной порядка размера зерна.

Рис. 25. Схема определения линии повреждаемости по Френчу



2.1.4. ЛИНИЯ НЕОБРАТИМЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ (ЛИНИЯ ФРЕНЧА)

Стадия циклического деформационного упрочнения (разупрочнения) завершается достижением линии необратимых циклических повреждений. Одним из самых ранних методов необратимой степени повреждаемости при усталости является метод построения линии, предложенной Х. Френчем (1933 г.), заключающийся в тренировке образца выше предела усталости и последующем циклическом деформировании при напряжении, равном пределу выносливости (рис. 25). Если образец при перегрузке разрушается на пределе выносливости (до достижения базового числа циклов), значит, он получил необратимое повреждение. Если после перегрузки на уровень предела выносливости образец простоял базовое число циклов, то он не поврежден и на нем ставится стрелка вверх.

Границей необратимо поврежденных образцов и образцов, которые после перегрузки достигают базы испытания, и является линия необратимых повреждений.

Исследования показывают, что размер микротрещин на линии Френча зависит от материала, структуры и вида нагружения. Достижение этой линии соответствует образованию устойчивых полос скольжения (УПС) и возникновению в них микротрещин. По данным М. Хемпеля размер микротрещин на линии Френча достигает 10...40 мкм для стали 30CuMo4, испытанной в условиях циклического изгиба. Переход через линию Френча приводит к резкому увеличению длины трещины до 100...300 мкм и более и сопровождается резким повышением скорости ее роста. Таким образом, окончание периода зарождения микротрещин связано с достижением линии Френча, когда оканчивается кристаллографический рост трещин в пределах одного или нескольких зерен. Микротрещины длиной 100...120 мкм (порядка размера зерна) в конструкционных сталях при напряжении, равном пределу выносливости, являются пороговыми в том смысле, что в зависимости от конкуренции процессов упрочнения-разупрочнения и напряженного состояния у вершины трещины такие трещины могут дальше распространяться или стать нераспространяющимися. Следует отметить, что усталостные микротрещины критического размера могут зарождаться не только в УПС; так, например, в молибдене усталостные микротрещины могут зарождаться по границам зерен.

2.2. ПЕРИОД РАСПРОСТРАНЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

2.2.1. ОБЩИЕ ПОНЯТИЯ

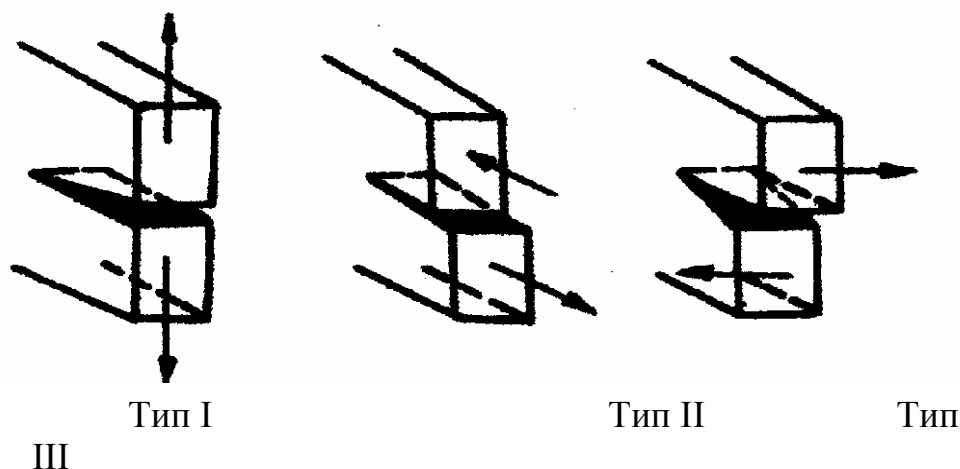


Рис. 26. Основные типы раскрытия трещины

Выше было сказано, что для описания закономерностей распространения усталостных трещин (РУТ) широко используются подходы линейной механики разрушения [6,12]. В общем случае раскрытие трещины в твердом теле может быть выполнено тремя путями (методами):

- при нормальных напряжениях возникает трещина типа "отрыв" (тип I);
- при плоском сдвиге образуется трещина типа II, или трещина типа "сдвиг";
- трещина типа "срез", или типа III, образуется при антиплоском сдвиге (рис. 26).

Кроме того, важно знать, в каких условиях напряженного состояния (плоское напряженное состояние или плоская деформация) распространяется усталостная трещина (рис. 27). Отношение размера зоны пластической деформации у вершины трещины к толщине пластины (образца) является существенным фактором, определяющим напряженно-деформированное состояние.

В условиях циклического деформирования зона пластической деформации состоит из трех областей:

- статической зоны пластической деформации, которая определяется максимальной величиной коэффициента интенсивности напряжений $K_{\max}$;

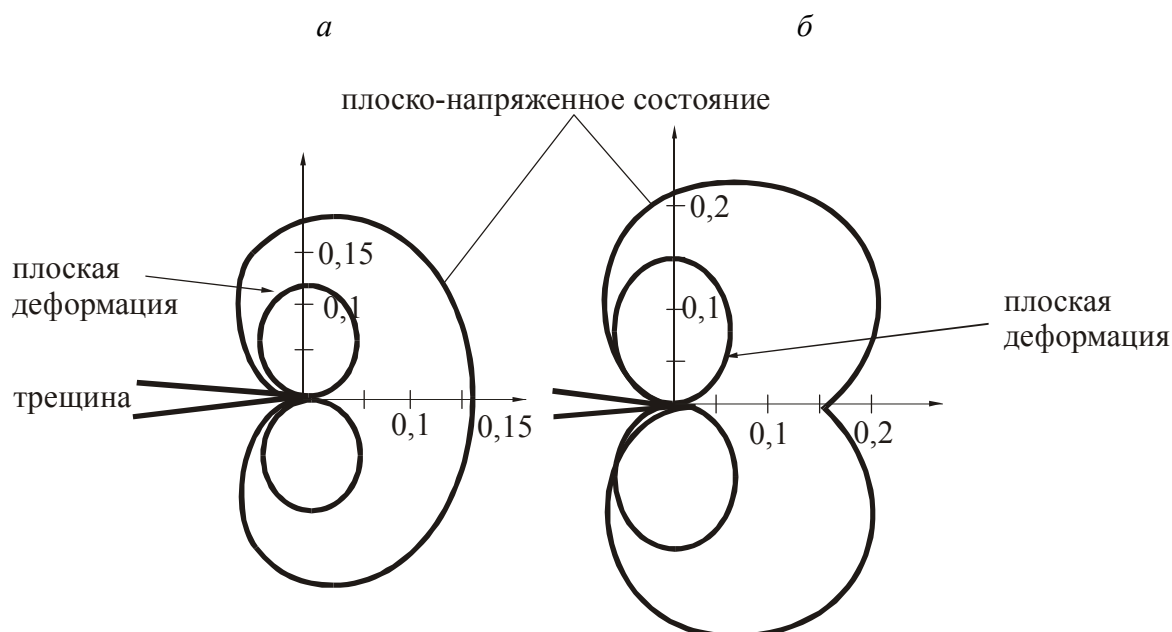


Рис. 27. Размеры зоны пластичности деформации $\alpha = \Gamma_p / (K / \sigma_T)^2$, основанные на теории Мизеса (а) и Треска (б)

- зоны циклической деформации с размахом коэффициента интенсивности напряжений ΔK ;
- зоны непосредственного процесса разрушения (рис. 28).

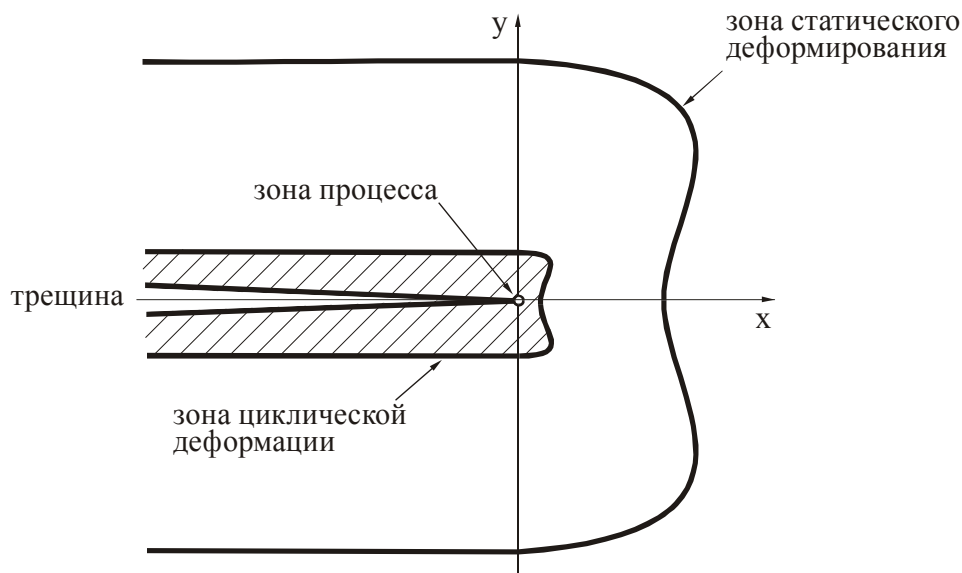


Рис. 28. Схема пластической деформации у вершины усталостной трещины

2.2.2. ЭФФЕКТ ЗАКРЫТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

Прежде чем перейти к более детальному рассмотрению основных стадий и закономерностей распространения усталостных трещин, следует остановиться на эффекте закрытия усталостной трещины (fatigue crack closure), впервые обнаруженном В.Элбером.

Сущность этого эффекта состоит в том, что усталостная трещина может остаться закрытой из-за смыкания ее берегов позади вершины на протяжении определенной части цикла нагружения. На рис. 29 показаны схемы раскрытия берегов усталостной трещины.

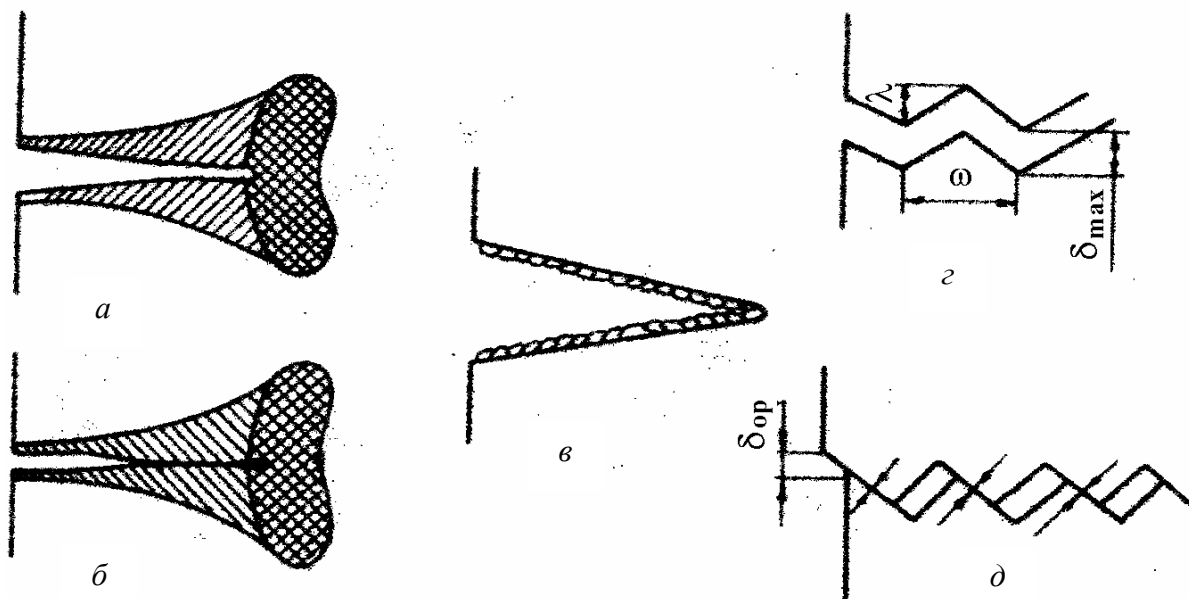


Рис. 29. Основные схемы раскрытия-закрытия берегов трещины

По В. Элберу, смыкание берегов трещины происходит в результате наличия на них остаточной пластической деформации, поскольку при разгрузке берега усталостной трещины могут сомкнуться раньше, чем наступит полное снятие нагрузки. Этот механизм закрытия трещин характерен для пластичных металлов и сплавов, испытываемых в условиях плоского напряженного состояния (рис. 29,а,б).

Согласно данным Ритчи, Суреш и другим, первопричиной закрытия трещин при усталости также является остаточная пластическая деформация у берегов трещины позади ее вершины. С понижением нагрузки на образец берега трещины смыкаются, испытывая при этом сжимающие напряжения, поверхности "свариваются", а при последующей разгрузке разрываются, обнажая свежие участки, склонные к взаимодействию с внешней средой. В результате многократного повторения такого цикла на изломах по механизму фреттинг-коррозии формируются окисные пленки, которые в дальнейшем, вдавливаясь в металл, также способствуют смыканию берегов трещины (рис.29,в).

При испытаниях на усталость в коррозионных средах для реализации этого механизма не обязательно наличие остаточной пластической деформации в том случае, когда толщина окисных пленок соизмерима с раскрытием вершины трещины. Поэтому такой механизм проявляется при низких припороговых скоростях трещины, когда невелико раскрытие трещины и возможно образование продуктов коррозии. При испытаниях в жидких средах и высоких частотах нагружения эффект закрытия трещины может быть связан с давлением среды, которая не успевает выйти из устья трещины.

Закрытие усталостных трещин может также совершаться вследствие шероховатости их поверхности при наличии деформации сдвига в вершине трещины, т.е. перемещения ее берегов по типу II. Этот механизм может также реализовываться в условиях плоской деформации, когда трещина раскрывается по I и II типу. Наличие этого механизма закрытия трещины на ранних стадиях усталости приводит также к тому, что в областях разрушения, примыкающих к поверхности образца, типичные усталостные бороздки отсутствуют из-за износа при относительном проскальзывании поверхностей разрушения (рис. 29,г,д).

Эффект закрытия усталостных трещин в ряде случаев связывают с остаточными напряжениями сжатия, обусловленными природой циклических деформаций в вершине трещины. Такой механизм отличается от предыдущих, так как он предусматривает закрытие вершины трещины, а рассмотренные выше – смыкание берегов трещины позади ее вершины, которое препятствует уменьшению закрытия вершины при разгрузке образца.

Закрытие усталостных трещин приводит к уменьшению амплитудного значения $\Delta K_{\max}$ до эффективного ΔK_{eff} (рис. 30), определяемого как $\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{cl}$ (K_{cl} – коэффициент интенсивности напряжений закрытия трещины), а эффект закрытия трещины количественно оценивается коэффициентом открытия трещины:

$$U = (K_{\max} - K_{cl}) / (K_{\max} - K_{\min}) = \Delta K_{eff} / \Delta K. \quad (3)$$

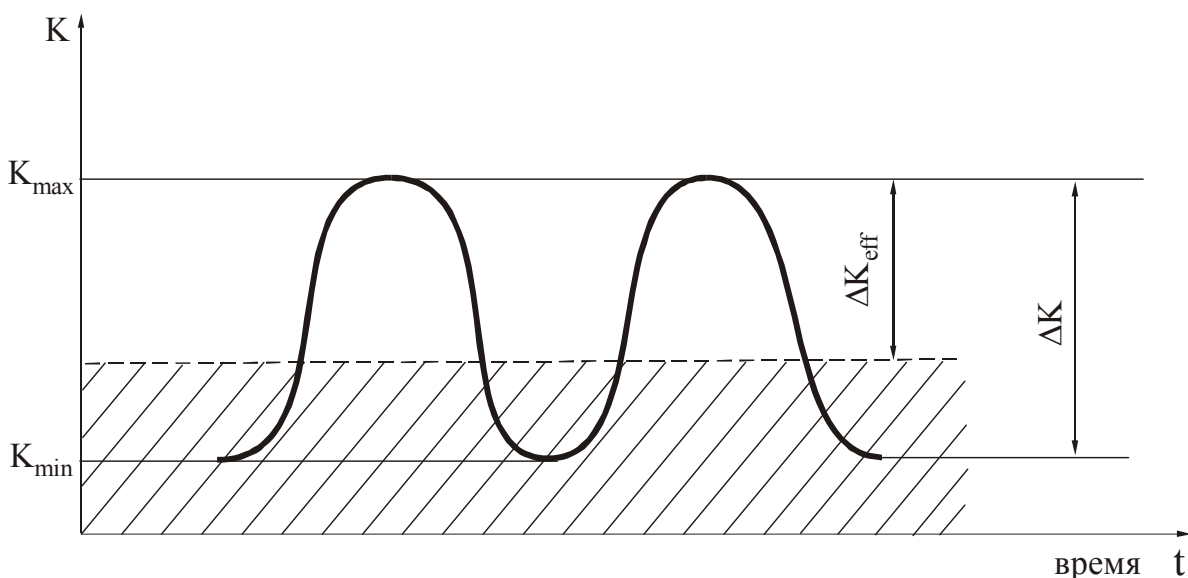


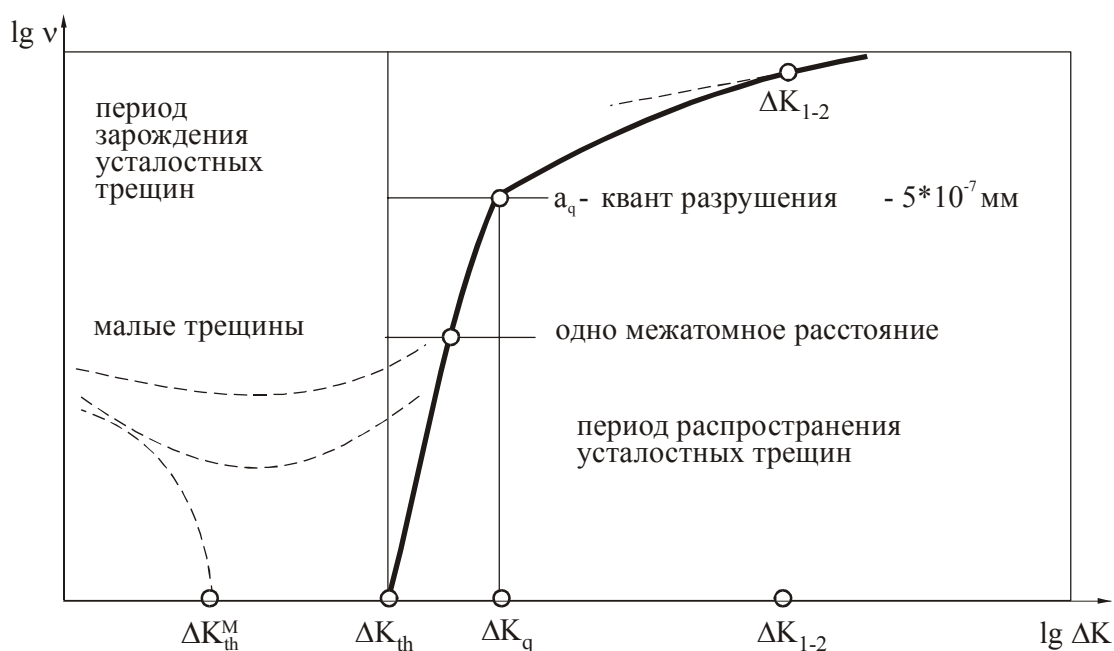
Рис. 30. Эффективный циклический коэффициент интенсивности напряжений (заштрихованная область соответствует закрытию трещины)

Эффект закрытия усталостной трещины, который проявляется на 1-й и 2-й стадиях периода распространения усталостных трещин, может заметно влиять на кинетику распространения трещин, и поэтому в ряде случаев его нужно учитывать.

2.2.3. СТАДИЯ ПРИПОРОВОГО РАСПРОСТРАНЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ

Эта стадия усталости чувствительна к структурному состоянию материала, условиям испытания, среде и определяет критические параметры (пороговые характеристики, как y_R и ΔK_{th} . На рис. 31 представлена схема процессов, происходящих на 1-й (припороговой) стадии РУТ (применительно к ОЦК-металлам).

Согласно Лэнкфорду, на ранних стадиях развития трещины ее скорость соизмерима с продвижением трещины на один параметр кристаллической решетки. Эффект закрытия усталостной трещины играет заметную роль на этой стадии РУТ. Существует зависимость $\Delta K_{th,eff} = 1,6 \cdot 10^{-5} E$, справедливая для металлических материалов с разным типом кристаллической решетки. Для сплавов на основе железа численные значения ΔK_{eff} в припороговой области РУТ изменяются в пределах от 4 до 12 МПа $\sqrt{м}$. Как следует из схемы (рис. 31), сильное влияние на скорость РУТ в припороговой области оказывает коэффициент асимметрии цикла R (для сплавов на основе железа ΔK_{th} изменяется в пределах от 2,3 до 12,3 МПа $\sqrt{м}$ по мере уменьшения R).



Характеристика роста трещины	I (припороговая) стадия роста усталостной трещины	
Механизмы деформации	Сдвиг, плоскость $\{110\}$	Влияющие факторы 1. Микроструктура 2. Ориентация монокристаллов 3. Асимметрия цикла 4. Среда
Тип раскрытия вершины трещины	Тип I и II	
Поверхность разрушения	Прерывистые фасетки	
Степень закрытия трещины	Высокая $\left(\frac{K_{cl}}{K_{max}}\right) \geq 0,5$	
Размер пластической зоны	% от размера зерна	

Рис. 31. Схема процессов, происходящих на 1-й стадии распространения усталостных трещин в ОЦК-металлах

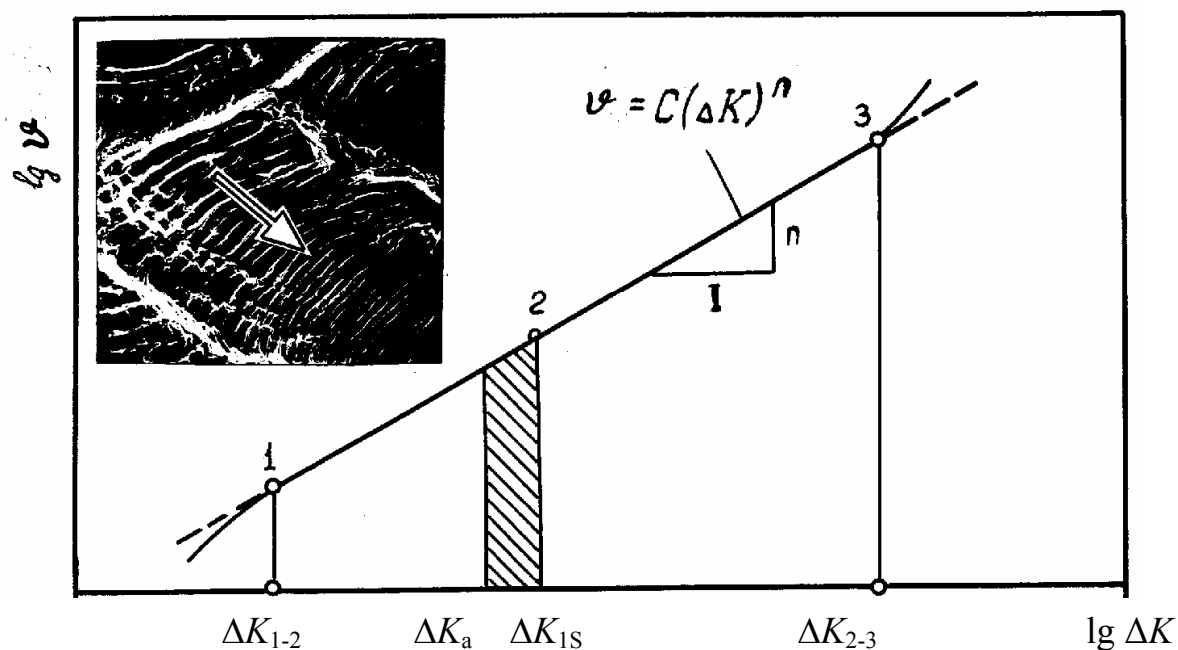
2.2.4. СТАДИЯ СТАБИЛЬНОГО РАСПРОСТРАНЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ

На рис. 32 представлена схема процессов, происходящих на 2-й стадии стабильного РУТ (стадия Пэриса). Критерии циклической трещиностойкости K_{1-2} , $K_{2-3}(K_v)$ ограничивают эту стадию распространения усталостных трещин. Кроме того, В.С. Иванова и С.Е. Гуревич выделяют на этой стадии промежуточные критерии циклической трещиностойкости K_{1S} и K_a , область значений которых близка и которые в частных случаях могут совпадать. Критерий K_{1S} характеризует переход от квазиупругого роста трещины к упругопластичес-

кому при детерминированной степени стеснения пластической деформации. Критерий K_a определяет начало ускоренного роста трещины из-за изменения интенсивности возрастания деформации в пластической зоне у вершины трещины и увеличения вследствие этого интенсивности изменения ускорения роста трещины. На 2-й стадии РУТ соблюдается прямолинейная зависимость между скоростью распространения усталостной трещины v и размахом коэффициента интенсивности напряжений ΔK , предложенная Пэрисом:

$$v = C(\Delta K)^n, \quad (4)$$

где C – постоянная, а n – показатель степени. В свою очередь, между C и n наблюдается взаимосвязь: $C = A/\Delta K_0$, где A и K_0 – постоянные материала.

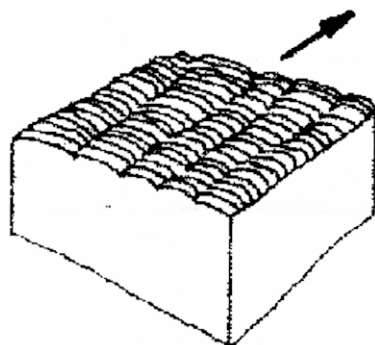


Характеристика роста трещины	I-я (припороговая) стадия роста усталостной трещины	
Механизмы деформации	Сдвиг в двух системах скольжения. Плоскость	Влияющие факторы 1. Слабое влияние (микроструктура, масштабный фактов) 2. Сильное влияние (среда, асимметрия цикла, частота нагружения)
Тип раскрытия вершины трещины	Тип I	
Поверхность разрушения	Бороздки и др.	
Степень закрытия трещины	Низкая $\left(\frac{K_{cl}}{K_{max}} \right) \leq 0,2$	
Размер пластической зоны	Пропорционален размеру зерна	

Рис. 32. Схема процессов, происходящих на 2-й стадии распространения усталостных трещин

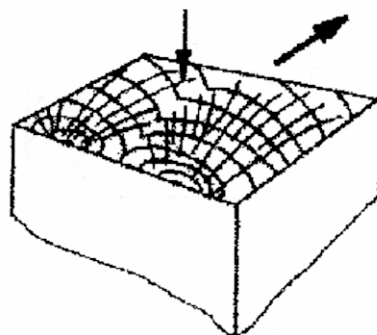
Анализ поведения материала с трещиной при циклическом нагружении требует учета контролирующего скорость роста трещины макромеханизма, так как при реализации одного и того же макромеханизма (например, типа 1) могут наблюдаться различные микромеханизмы усталостного разрушения: квазивязкий отрыв – усталостные "вязкие" бороздки и квазихрупкий отрыв – усталостные "хрупкие" бороздки (рис. 33), вязкий отрыв – ямочное разрушение, межзеренный хрупкий отрыв, внутризеренный хрупкий отрыв – скол.

направление распространения трещины

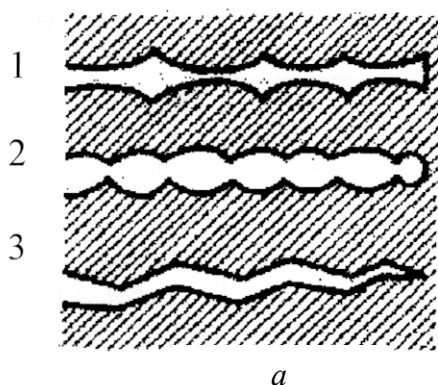


$\{100\}$ - плоскость

направление разрушения

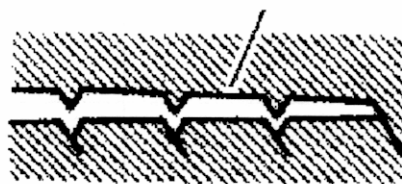


типы вязких усталостных бороздок



a

плоскость скола

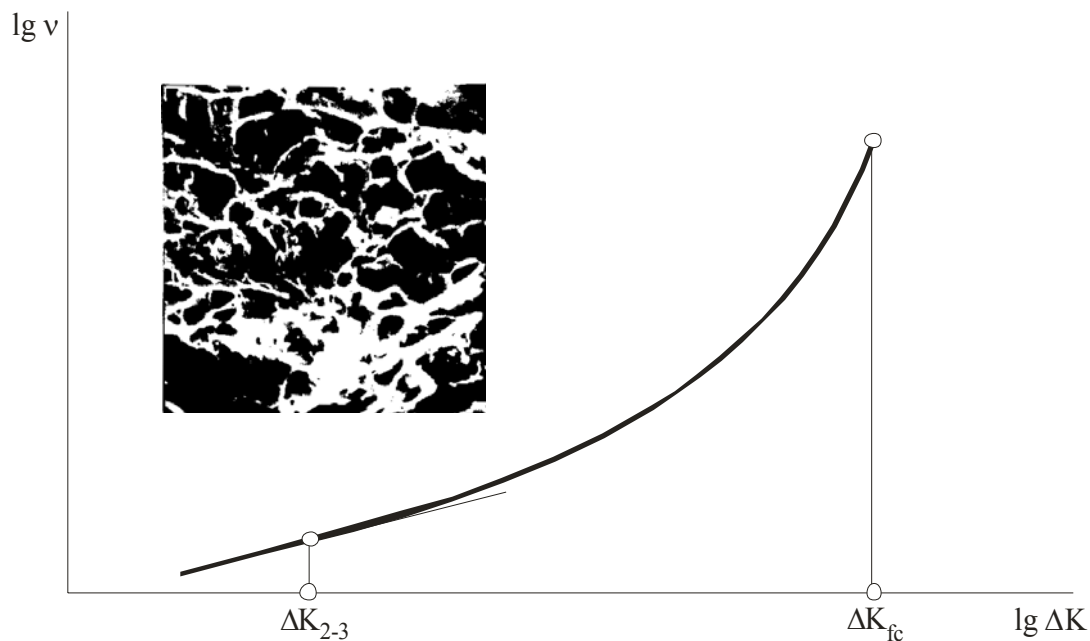


б

Рис.33. Схематическое представление поверхностей разрушения и профилей вязких (*a*) и хрупких (*б*) усталостных бороздок

2.2.5. СТАДИЯ УСКОРЕННОГО РАСПРОСТРАНЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ

Схема процессов, происходящих на 3-й стадии ускоренного РУТ, показана на рис. 34. Как и на 1-й стадии, на закономерности распространения трещины здесь сильно влияют микроструктура материала, асимметрия цикла и размеры образцов. На усталостном изломе, наряду с бороздками, шаг которых на этой стадии интенсивно возрастает с каждым циклом нагружения, могут появляться фасетки скола, участки межзеренного разрушения, признаки ямочного разрушения и др. Размер пластической зоны у вершины трещины на этой стадии значительно больше размера зерна.



Характеристика роста трещины	I-ая (припороговая) стадия роста усталостной трещины	
Механизмы деформации	Усталостный и статический	Влияющие факторы 1. Слабое влияние (среда) 2. Сильное влияние (микроструктура, асимметрия цикла, масштабный фактор)
Тип раскрытия вершины трещины	Тип I	
Поверхность разрушения	Бороздки, появление скола, межзеренного или ямочного разрушения	
Размер пластической зоны	Значительно больше размера зерна	

Рис. 34. Схема процессов, происходящих на 3-й стадии ускоренного распространения усталостных трещин

Катастрофическое разрушение при усталости в конце этой стадии связано с достижением критического коэффициента интенсивности напряжений при циклическом нагружении (циклическая вязкость разрушения) для образцов данных размеров K_{fc} или K_{Ifc} в условиях максимального стеснения пластических деформаций и разрушения при нормальном отрыве. Параметр K_{Ifc} является параметром трещиностойкости материала так же, как и статическая вязкость разрушения по Ирвину, и не зависит от формы испытанного образца, если усталостное разрушение произошло в условиях плоской деформации, но зависит от температуры испытания и некоторых других факторов. Распространение усталостной трещины на этой стадии в основном связано с микро- и макромеха-

низмами разрушения (рис. 35), хотя также могут наблюдаться усталостные макроболездки.

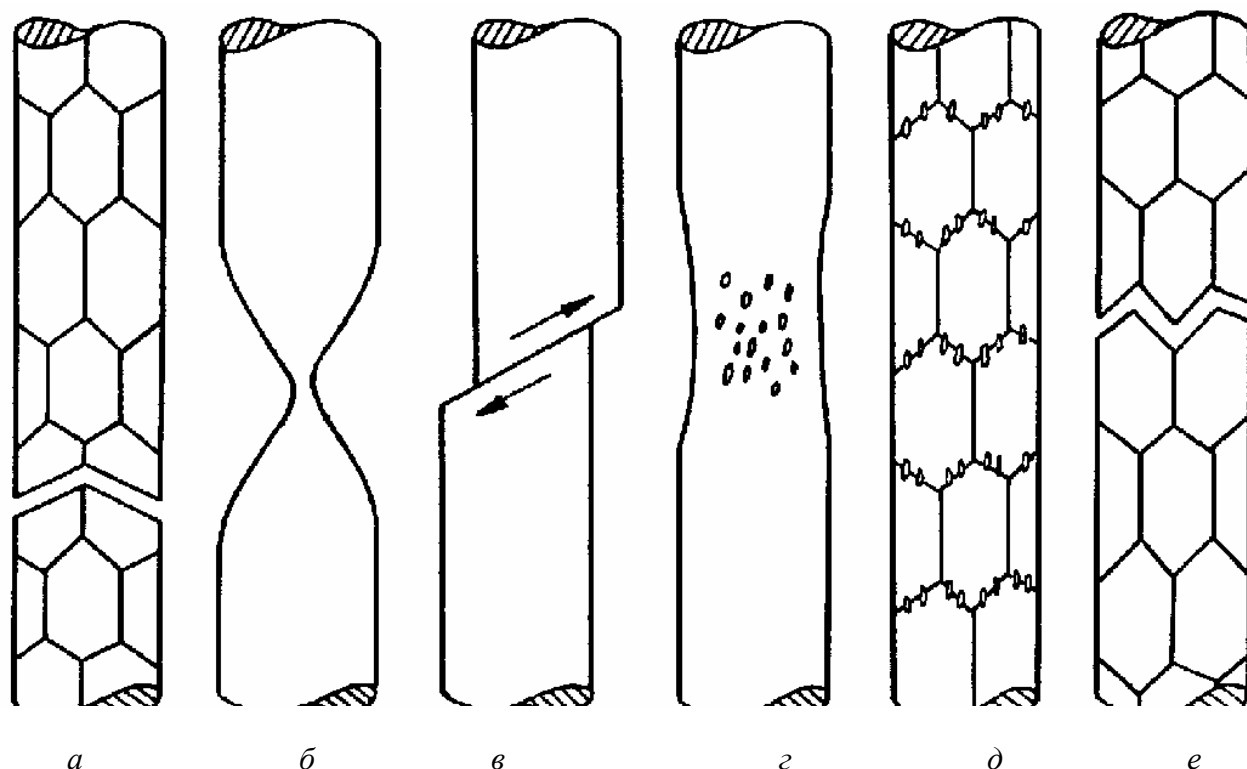


Рис. 35. Основные виды разрушений:

a – скол, *б* – отрыв, *в* – сдвиг, *г* – порообразование,
д – межзеренное порообразование, *е* – межзеренное хрупкое разрушение

Окончание стадии ускоренного РУТ и переход к окончательному разрушению материала (долому) часто связано с образованием зоны вытягивания (вытяжки). В случае статического деформирования между значением K_{IC} и величиной раскрытия трещины в зоне вытягивания δ^* существует аналитическая зависимость:

$$\delta^* = \gamma K_{IC}^2 / E \sigma_T, \quad (5)$$

где $\gamma = 1$ при плосконапряженном состоянии и $\gamma = 0,58$ ($1 - \mu^2$) в случае плоской деформации. По-видимому, подобную зависимость можно использовать и для случая циклического деформирования. Физический смысл зоны вытягивания в общем случае связан с затуплением вершины трещины при увеличении нагрузки.

В ряде случаев заключительная стадия РУТ сопровождается хрупкими скачками трещины, количество которых возрастает с понижением температуры испытания. Предполагают, что это связано с тем, что главное растягивающее напряжение при раскалывающем разрушении возникает не в вершине распространяющейся трещины, а на расстоянии 1-2 диаметров зерна впереди нее. В этом случае в изломе появляется узкая зона, в пределах которой имеются фрактографические признаки образования микротрещин впереди магистральной трещины.

Параметры критической длины усталостной трещины и зоны долома используются в настоящее время для оценки циклической вязкости разрушения K_{fc} . Характеристики вязкости разрушения при циклическом нагружении для циклически разупрочняющихся сталей существенно ниже, чем характеристики статической вязкости разрушения. Для циклически стабильных и циклически упрочняющихся металлических материалов существенного различия между этими характеристиками нет.

В последние годы для анализа сложной поверхности статического и усталостного разрушения все шире используются методы фрактальной и мульти-фрактальной параметризации [1,4,8,29,34]. Дело в том, что большинство сложных объектов и структур в природе обладают фундаментальным свойством геометрической регулярности, известной как инвариантность по отношению к масштабу, или самоподобие. Если рассматривать эти объекты в различном масштабе, то постоянно обнаруживаются одни и те же фундаментальные элементы. Эти повторяющиеся закономерности определяют дробную, или фрактальную, размерность структуры. Фрактальная геометрия описывает природные формы изящнее и точнее, чем евклидова геометрия. По определению

Б. Мандельброта, **фракталом называется структура, состоящая из частей, которые в каком-то смысле подобны целому и друг другу**. Это простое определение фрактала не является строгим и полным. Регулярные фракталы – это прежде всего язык геометрических образов (моделей). Они принципиально отличаются от привычных объектов евклидовой геометрии, таких, как прямая линия или окружность.

Фракталы выражаются не в первичных геометрических формах, а в алгоритмах, наборах математических процедур. Эти алгоритмы трансформируются в геометрические формы с помощью компьютера. Независимо от природы и метода построения у всех фракталов есть одно важное свойство: степень изрезанности или сложности их структуры может быть измерена неким характеристическим числом: **фрактальной размерностью**. Фрактальные размерности можно записать с помощью общей формулы

$$D = \log n / \log (1/r), \quad (6)$$

где n – число самоподобных частей, возникающих при увеличении линейных размеров исходной фигуры в r раз, D – фрактальная размерность. Следует отметить, что в реальных материалах структуры являются весьма сложными стохастическими образованиями (**стохастическими фракталами**), самоподобными только в среднем. Поэтому, например, однозначная корреляция между фрактальной размерностью структур материалов и их механическими характеристиками наблюдается не всегда. Для обстоятельного описания самоподобия природных и многих модельных структур недостаточно использования одной лишь величины фрактальной размерности. Широкие возможности в этом отношении представляет мультифрактальный формализм, основанный на использовании общего понятия меры. Это позволяет давать количественную оценку конфигурации исследуемой структуры в целом, а также вводить характеристики однородности и скрытой упорядоченности, что существенно дополняет традиционные методы количественной металлографии [17,19,20]. Мультифрактальный анализ, открывающий путь к одному из новых методов количественной металлографии, методически при первом восприятии пока остается дос-

таточно сложным, однако чрезвычайно перспективным для решения задач материаловедения [16,21,22,41].

3. ПРЕДЕЛ ВЫНОСЛИВОСТИ

Выше уже отмечалось, что у ряда металлических материалов при определенных условиях наблюдается "физический предел выносливости" (см. рис. 2), когда образцы, испытываемые на усталость, при определенном напряжении не разрушаются на больших базах испытания. Рассмотрим кратко основные точки зрения на природу этого явления.

Первая группа исследователей (Кеттунен, Оатес, Вильсон) считает, что физический предел выносливости наблюдается у металлов и сплавов, склонных к деформационному старению, и его выявление может быть объяснено по аналогии с явлением физического предела текучести в том смысле, что циклическое нагружение выше предела выносливости должно приводить к интенсивной разблокировке дислокаций от атмосфер типа Коттрелла. Однако существуют экспериментальные данные, не согласующиеся с гипотезой о влиянии исходной блокировки дислокаций. Так, в ряде случаев предел выносливости выше статического предела текучести. Кроме того, наличие предела выносливости зависит не только от исходной блокировки дислокаций атомами примесей, но также и от размеров зерен.

Вторая группа исследователей (Леви, Накагава, Икаи) наличие физического предела выносливости связывает с протеканием при усталости процесса динамического деформационного старения, который свойствен металлам с ОЦК-решеткой (железо, молибден, хром и др.). Согласно этой точке зрения, в условиях циклического деформирования наблюдается относительно медленное, но эффективное закрепление дислокаций в результате динамического деформационного старения. Считается, что предел выносливости – это такое максимальное напряжение, при котором процессы разблокировки, блокировки дислокаций и накопления повреждений взаимно уравновешены. Однако эта теория, связывающая наличие физического предела выносливости с протеканием динамического деформационного старения, не может объяснить его наличие у ряда металлических материалов с ГПУ и ГЦК – кристаллическими решетками.

Ферро и Монтанелли не связывают наличие физического предела выносливости с процессами деформационного старения, а считают его природным свойством кристаллической структуры. Они обнаружили наличие физического предела выносливости у чистых металлов с ОЦК, ГЦК и ГПУ – кристаллическими решетками.

Маенинг и Тафернер также пришли к выводу, что физический предел выносливости является природным свойством кристаллической решетки и его проявление связано с существованием порогового напряжения образования по-

лос скольжения. В то же время они отмечают, что на формирование физического предела выносливости влияют многие факторы: микроструктура, тип кристаллической решетки, энергия дефекта упаковки, величина зерна, атомы замещения и внедрения, деформационное старение, процессы упрочнения и разупрочнения.

Из возможных механизмов упрочнения при взаимодействии дислокаций с атомами внедрения (атмосферы Коттрелла, Сузуки и Сноека) эти авторы отдают предпочтение атмосферам Сноека, т. е. блокированию дислокаций упорядоченно распределенными атомами внедрения. В целом же, Маенинг и Тафернер приходят к выводу, что в настоящее время трудно дать единую интерпретацию появления физического предела выносливости у металлов и сплавов с разным типом кристаллической решетки.

В.Ф. Терентьевым [28] предложена гипотеза о природе физического предела выносливости ОЦК-металлов и сплавов, основанная на идее барьерного действия более прочного приповерхностного слоя глубиной порядка размера зерна, формирующегося с опережением (по сравнению с внутренними объемами металла) на ранних стадиях циклического нагружения при напряжении предела выносливости. При этом автор исходил из предпосылки, что у ОЦК-металлов и сплавов природа таких феноменов, как физический предел текучести и физический предел выносливости, должна быть взаимосвязана.

Проведенный анализ [27] показал, что физический предел выносливости у углеродистых сталей наблюдается лишь в том случае, если в этих сталях достижению макроскопического (физического) предела текучести предшествует микропластическая деформация (стадия микротекучести) приповерхностного слоя глубиной порядка размера зерна. На стадии микротекучести может происходить и микропластическая деформация всего объема материала, но она на порядок меньше, чем деформация приповерхностного слоя. В результате этой преимущественной микропластической деформации на пределе выносливости в ОЦК-металлах и сплавах формируется более прочный приповерхностный слой, который является барьером для выхода дислокаций на поверхность. Тем самым тормозится развитие процессов сдвигообразования и повреждаемости. Особенности пластической деформации ОЦК – металлов (например, большое число систем скольжения, облегченность поперечного скольжения и др.) и склонность к динамическому деформационному старению способствуют созданию такого более прочного приповерхностного слоя. Таким образом, формируется физический предел выносливости. Схема структурного состояния приповерхностного слоя на пределе выносливости у пластичных металлов и сплавов показана на рис. 36.

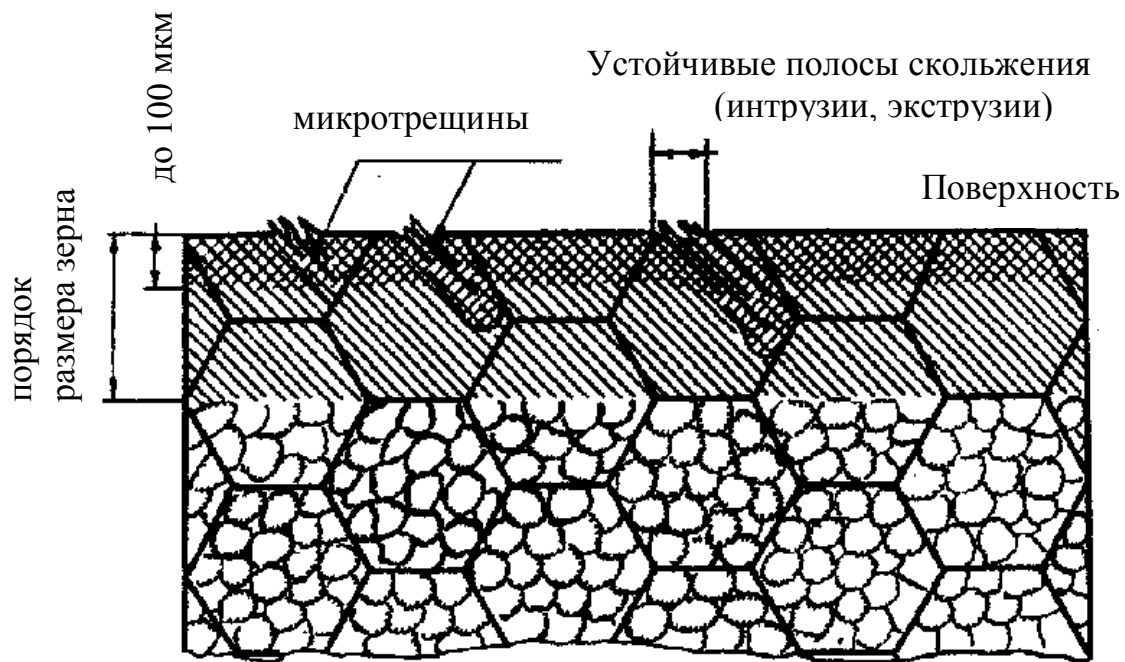


Рис. 36. Схема изменения структурного состояния приповерхностного слоя на пределе выносливости

Уровень предела выносливости чаще всего связан с определенной степенью упрочнения и повреждаемости приповерхностного слоя и размером нераспространяющихся усталостных микротрещин. Исследования К. Миллера показывают (рис. 37), что при уровне циклических напряжений $\Delta\sigma_3 > \Delta\sigma_4 > \Delta\sigma_5$ усталостного разрушения не происходит, поскольку трещина останавливается на порогах, обозначенных соответственно σ_3 , σ_4 и σ_5 . Однако на уровне $\Delta\sigma$, который несколько больше, чем предел выносливости, эти барьеры не столь велики, чтобы остановить трещину, в результате чего происходит разрушение.

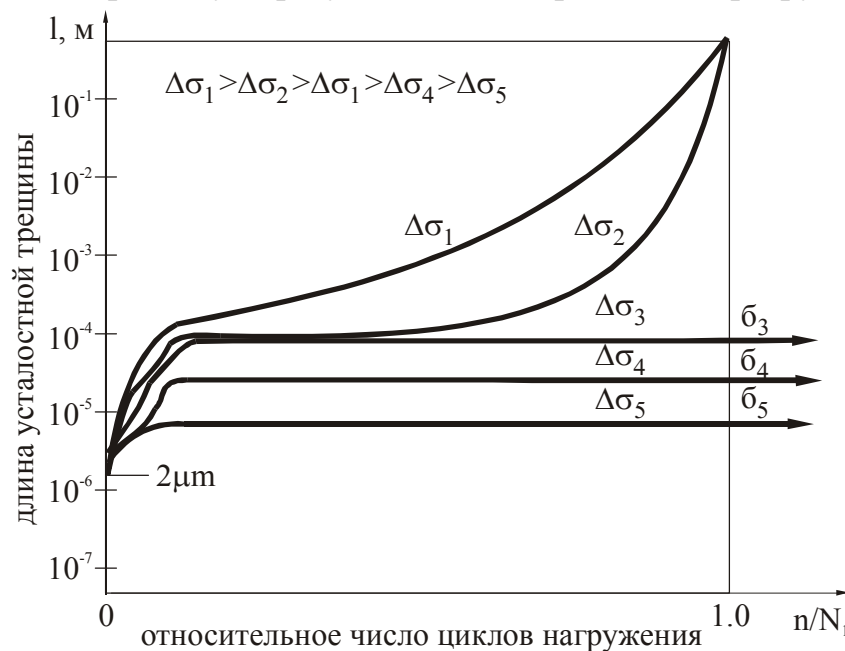


Рис. 37. Распространение усталостных трещин в зависимости от прочности микроструктурных барьеров и амплитуды циклических напряжений

Для начальной стадии распространения усталостных трещин барьеры $\bar{\sigma}_5$, $\bar{\sigma}_4$ и $\bar{\sigma}_3$ соответствуют возрастающей их прочности. Например, самым низким барьером может быть граница двойникования, средним – граница зерна, а самый высокий барьер связан с перлитной зоной в ферритно-перлитной микроструктуре.

В рамках линейно-упругой механики разрушения (ЛУМР) предел выносливости определяется пороговым значением КИН ΔK_{th} , при котором для данного уровня циклических напряжений трещина не будет распространяться, а для данной глубины трещины – размахом напряжений, который не способен вызвать ее распространения. Таким образом, уровень напряжений, соответствующий пределу выносливости, должен быть связан с заданной длиной трещины, как это показано на рис. 37. На этом рисунке совокупность значений напряжений предела выносливости для полного диапазона глубин трещин (например, от 10^{-6} до 10^{-1} м) дана из условия, что скорость роста трещины $dl/dN=0$. Микроструктурные барьеры возрастающей прочности $\bar{\sigma}_5$, $\bar{\sigma}_4$ и $\bar{\sigma}_3$ на рис. 37 соответствуют условиям, представленным на рис. 38. На рис. 38 зона А – Б соответствует условиям роста микроструктурно коротких трещин, а зона Б – В – физически коротких трещин. Только в зоне В – Г можно использовать ЛУМП для определения предела выносливости.

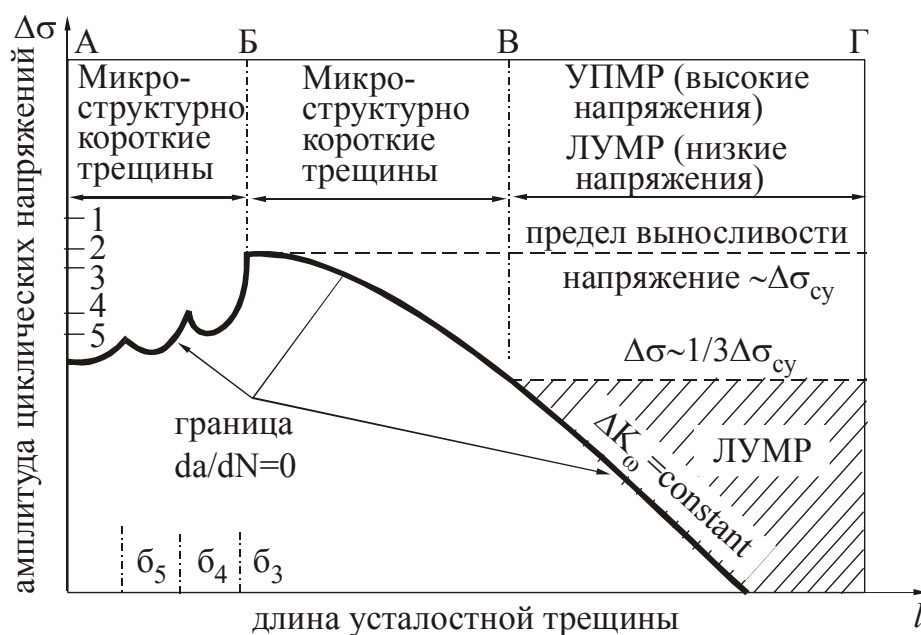


Рис. 38. Зависимость предела выносливости от длины трещины

4. ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Сложность прогнозирования поведения металлических материалов при циклическом нагружении связана с тем, что оно зависит от многих факторов:

- 1) структурного состояния, термической обработки (размер зерна; размер, форма и количество выделений или различных фаз; плотность дислокаций и их распределение) и соответственно от его механических свойств;
- 2) состояния поверхностного слоя (химический состав, механические свойства и структура; остаточные напряжения, зависящие от вида механической или химико-термической обработки);
- 3) температуры и среды испытания;
- 4) масштабного фактора;
- 5) частоты нагружения;
- 6) концентрации напряжений;
- 7) асимметрии цикла нагружения;
- 8) вида напряженного состояния;
- 9) контактного трения.

Кратко остановимся на рассмотрении этих факторов. Следует отметить, что различные факторы часто по-разному влияют на циклическую прочность гладких образцов (без концентратора напряжений) и закономерности хода кинетических диаграмм усталостного разрушения, которые строятся с использованием образцов с заранее выращенной исходной усталостной трещиной.

4.1. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА

Важнейшим структурным параметром металлических материалов является размер зерна. В легких сплавах большое влияние, наряду с размером зерна, на сопротивление усталости также оказывает степень рекристаллизации. В высокопрочных металлических материалах часто определяющим структурным фактором является размер субзерна или одной из структурных составляющих.

Чаше всего с уменьшением размера зерна предел выносливости возрастает, хотя в ряде работ показано, что измельчение структуры металла не всегда приводит к изменению долговечности. При анализе влияния структурного фактора на циклическую прочность необходимо иметь в виду, что закономерности разрушения металлических материалов при циклическом и статическом нагружении имеют много общего. Для циклического нагружения зависимость предела усталости σ_R от размера зерна можно выразить формулой, аналогичной зависимости предела текучести от размера зерна:

$$\sigma = \sigma_{iR} + K_R d^{1/2}, \quad (7)$$

где σ_{iR} и K_R – постоянные.

4.2. ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Как правило, усталостное разрушение начинается с поверхности металлических материалов. Это связано с тем, что наиболее интенсивная пластическая деформация при усталости протекает в приповерхностных слоях глубиной порядка размера зерна. Поведение и состояние этого слоя определяет долговечность до зарождения усталостных трещин и во взаимосвязи с деформационными характеристиками всего объема металла обуславливает уровень предела выносливости, а также уровень порогового коэффициента интенсивности напряжений, необходимого для старта усталостной трещины. Наличие концентраторов напряжений (например, от грубой механической обработки) и других дефектов на поверхности, остаточных напряжений растяжения, агрессивной среды и ряда других факторов приводит к снижению предела выносливости. Поверхностное пластическое деформирование и различные виды химико-термических обработок повышают предел выносливости металлических материалов.

4.3. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СРЕДЫ ИСПЫТАНИЯ

При повышенных температурах испытания на усталость обычно снижаются пределы выносливости в связи с влиянием процессов ползучести, особенно в случае, если среднее напряжение цикла не равно нулю. Снижение температуры испытания ниже комнатной у гладких образцов приводит к повышению прочностных характеристик механических свойств (но к снижению характеристик пластичности) и пределов выносливости.

В углеродистых сталях в интервале температур испытаний 150...300 °С наблюдается аномальное повышение пределов выносливости по сравнению с испытаниями при комнатной температуре, связанное с протеканием процессов динамического деформационного старения. Отмечают пять основных механизмов, способствующих повышению статической и циклической прочности низкоуглеродистой стали при протекании динамического деформационного старения:

- блокирование дислокаций атмосферами Коттрелла (образование дальнего порядка атомов внедрения у дислокаций);
- блокирование дислокаций у препятствий за счет упорядочения атомов внедрения вокруг дислокаций (атмосферы Сноэка);
- увеличение сопротивления трению движению дислокаций вследствие упорядочения атомов внедрения вокруг дислокаций;
- "вязкое" сопротивление, испытываемое движущимися дислокациями благодаря образованию вокруг дислокаций атмосфер из атомов внедрения;

– блокирование дислокаций, обусловленное выделением мелкодис-персных частиц примесей в процессе деформирования.

Снижение температуры испытания ниже комнатной у гладких образцов приводит к повышению прочностных характеристик механических свойств и пределов выносливости гладких образцов.

4.4. МАСШТАБНЫЙ ФАКТОР

Под масштабным фактором понимают снижение пределов выносливости образцов или деталей с ростом их абсолютных размеров. Для оценки влияния масштабного фактора вводят коэффициент влияния абсолютных размеров поперечного сечения

$$\varepsilon_{\sigma} = \sigma_{Rd} / \sigma_R, \quad (8)$$

где σ_{Rd} – предел выносливости образцов с диаметром большим 7,5 мм; σ_R – предел выносливости образцов с диаметром меньше $d = 7,5$ мм.

Было показано, что при циклическом изгибе и кручении пределы выносливости снижаются на 30...50 % с увеличением диаметра до 200 мм. Основные причины, вызывающие снижение пределов выносливости с увеличением размеров детали, следующие:

- металлургический фактор – ухудшение качества металла отливки или поковки;
- технологический фактор – влияние термической и механической обработки при изготовлении деталей различных размеров;
- статистический фактор – увеличение вероятности появления опасных дефектов и перенапряженных зерен, что в связи со статистической природой процесса усталостного разрушения приводит к увеличению вероятности разрушения.

Масштабный фактор не только влияет на предел выносливости гладких образцов, но также изменяет характеристики циклической трещиностойкости, которые оцениваются при построении кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР). На рис. 39 приведены сравнительные данные по исследованию скорости распространения усталостных трещин (РУТ) в сталях

15X2МФА и 15X2НМФА, полученные при испытании образцов на внецентренное растяжение толщиной 0,025 и 0,15 м в диапазоне изменения $K_{\max}$ от K_{th} до K_{fc} .

Видно, что увеличение толщины образца существенно влияет на закономерности РУТ во всем указанном диапазоне изменения $K_{\max}$. С увеличением толщины образцов K_{th} для стали 15X2МФА возрастает с 7,7 до 18 МПа $\sqrt{м}$, а для стали 15X2НМФА – от 8,7 до 14,6 МПа $\sqrt{м}$. При этом происходит уменьшение скорости РУТ при значениях $K_{\max} < 28$ МПа $\sqrt{м}$ для стали 15X2МФА и при $K_{\max} < 20$ МПа $\sqrt{м}$ для стали 15X2НМФА. Такое поведение материалов с изменением толщины образцов объясняют повышением остаточных напряжений

сжатия в устье трещины и увеличением времени, необходимого для выхода трещины, возникшей в центральных областях образца, на его боковые поверхности. При увеличении размеров образца на стадии стабильного роста усталостной трещины, где соблюдается закон Париса, скорости РУТ примерно одинаковы для образцов разной толщины.

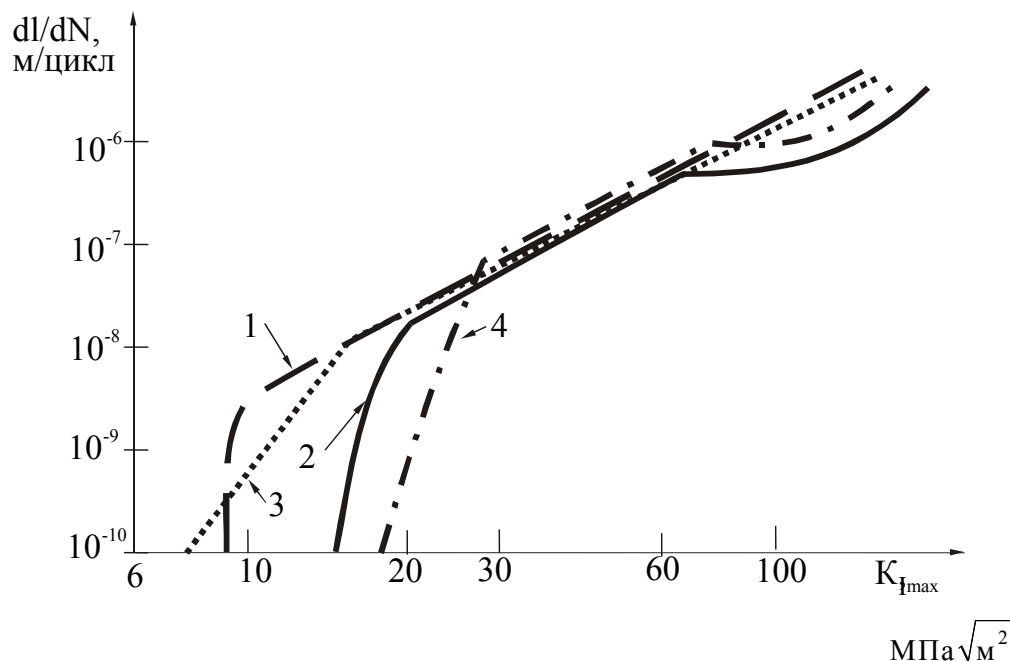


Рис. 39. Влияние толщины образца на закономерности РУТ в сталях 15ХНМФА – 1,2 и 15Х2ММФА – 3,4 при 293 К; 1,3 – толщина образца 0,025 м; 2,4 – толщина 0,15 м

4.5. ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ НАГРУЖЕНИЯ

При испытании в условиях комнатной температуры и отсутствия коррозии с ростом частоты испытания несколько возрастают величины пределов выносливости и число циклов до разрушения образцов. Увеличение частоты от 30...50 до 1000 Гц приводит к повышению пределов выносливости на 10...20 %. Имеются два фактора, которые могут способствовать этому явлению. Во-первых, долговечность может быть связана с величиной пластической деформации в процессе каждого цикла изменения нагружения, а при высоких частотах это время мало для того, чтобы произошла деформация, так что результирующее повреждение может быть меньше. Этот эффект имеет более важное значение при высоких температурах. Во-вторых, известно, что атмосферная коррозия снижает предел выносливости некоторых материалов; более значительного понижения следует ожидать при низких частотах. Еще одним фактором является повышение температуры материала с увеличением частоты циклического нагружения.

4.6. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Концентрация напряжений в металлических материалах, связанная с надрезами, канавками, отверстиями или другими дефектами, как правило, приводит к снижению предела выносливости. Необходимо отметить, что усталостная трещина сама по себе является надрезом, вызывающим высокую концентрацию напряжений. В области концентратора повышается локальное напряжение в материале. Фактическое напряжение у вершины концентратора $\sigma_{\max}$ значительно больше номинального σ_n . Отношение $\sigma_{\max}/\sigma_n = \alpha_\sigma$ называется теоретическим коэффициентом концентрации напряжений при их упругом распределении. Снижение пределов выносливости при наличии концентратора напряжений оценивается эффективными коэффициентами концентрации:

$$K_\sigma = \sigma_R / \sigma_{Rk}, \quad (9)$$

где σ_R – предел выносливости образца без концентратора, σ_{Rk} – предел выносливости с концентратором напряжений.

Эффективные коэффициенты концентрации K_σ обычно имеют меньшие значения, чем коэффициенты концентрации при упругом распределении напряжений α_σ . Оценить эту разницу можно с помощью коэффициентов чувствительности материала к концентрации напряжений:

$$q_\sigma = (K_\sigma - 1) / (\alpha_\sigma - 1). \quad (10)$$

При $q_\sigma = 0$ ($K_\sigma = 1$) материал не чувствителен к концентрации напряжений; при $q_\sigma = 1$ материал обладает полной чувствительностью к концентрации напряжений.

4.7. ВЛИЯНИЕ КОНТАКТНОГО ТРЕНИЯ

В практике часто циклической нагрузке подвергаются сопряженные детали машин. В этом случае из-за контактного трения поверхностные слои металла разрушаются. Еще в 1911 году Е. М. Иден и др. описали пример разрушения усталостных образцов не в наиболее напряженном сечении, как этого следовало ожидать, а в более массивном сечении – в местах контакта образца с цангой. Наличие контактного трения при циклическом нагружении в общем случае приводит к снижению циклической прочности изделий; процессы, развивающиеся при этом, названы фреттинг-коррозией или фреттинг-усталостью.

Исследования показали, что на участках поверхностей, поврежденных фреттинг-коррозией, наблюдаются схватывание, абразивное разрушение, усталостные процессы, сопровождающиеся окислением и коррозией. В зависимости от условий нагружения, свойств материалов и окружающей среды один из

перечисленных процессов является преимущественным и существенно влияет на долговечность работы соединения.

5. ВИБРАЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Непосредственно циклическая прочность зависит от так называемой вибрационной прочности, которая чаще всего связывается не с прочностью образцов при переменных нагрузках, а с прочностью от периодических или случайных механических колебаний (нагрузок) отдельных узлов или конструкций.

Многочисленные исследования реальных вибраций различных объектов (самолетов, ракет, автомобилей, судов, железнодорожных вагонов и т.п.) показывают, что эти вибрации являются случайными функциями времени. Их статистические характеристики определяют в результате обработки записей реальной вибрации. Цель испытаний – воспроизведение на вибростенде вибрации с заданными статистическими характеристиками в контрольных точках испытываемого изделия.

Прочность конструкций, подверженных механическим колебаниям, как правило, оценивают величиной вибронапряжений, возникающих в ее элементах. Условия надежности требуют, чтобы максимальные напряжения (в случае сложного напряженного состояния – некоторые максимальные эквивалентные напряжения) не превышали допустимых значений. Поскольку вибрационное нагружение, которое в конечном счете может привести к отказу элемента системы, обычно сопровождается накоплением повреждений, оценка вибрационной надежности основана на рассмотрении процесса накопления повреждений (изменения структуры металлических материалов, возникновения различных дефектов и трещин). Как правило, вибрационное нагружение сопровождается процессом накопления усталостных повреждений. Поэтому та периодичность и стадийность процесса усталости, которая была рассмотрена в предыдущих разделах учебного пособия, может быть применима к вибрационному нагружению.

В зависимости от вида возбуждаемой вибрации различают следующие виброиспытания:

- 1) гармонической вибрацией на фиксированных частотах;
- 2) гармонической вибрацией переменной частоты;
- 3) полигармонической вибрацией;
- 4) широкополосной случайной вибрацией;

5) узкополосной случайной вибрацией с переменной средней частоты спектра;

6) реальными вибрациями.

Испытания гармонической вибрацией на фиксированных частотах широко распространены в практике виброиспытаний. Они являются дешевыми и простыми испытаниями на вибропрочность и виброустойчивость элементов конструкций. Для их выполнения пригодны все вибростенды и испытательные машины, в частности установки с механическими и гидравлическими вибровозбудителями (рис. 40).

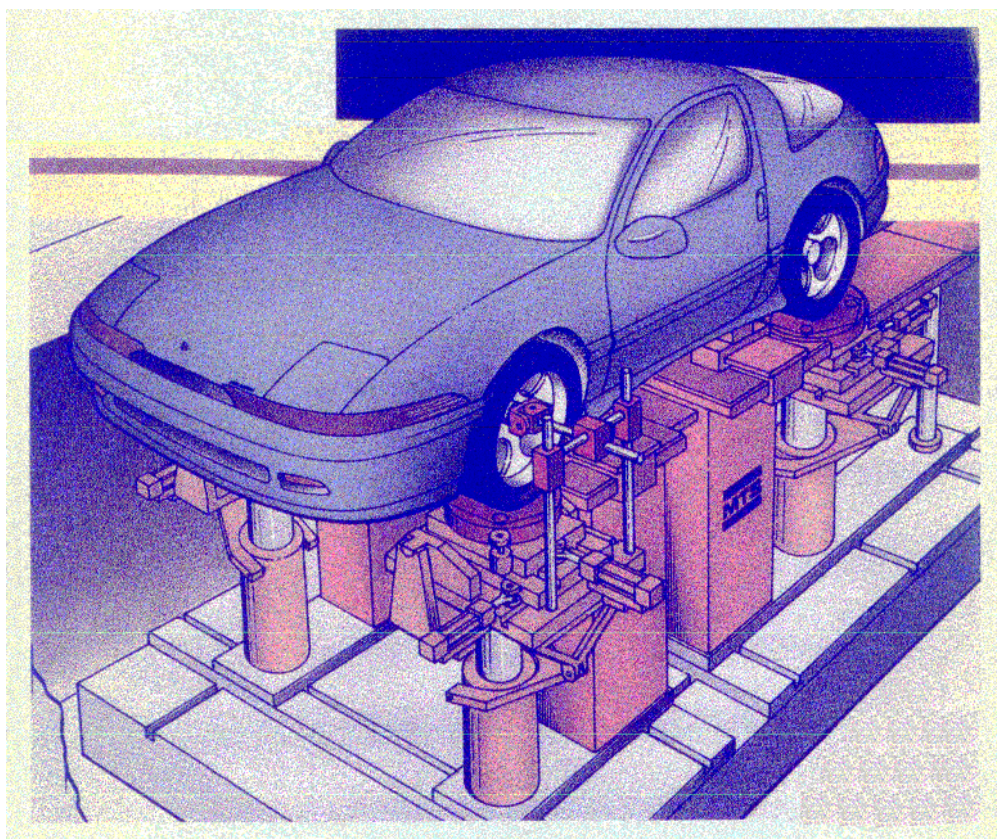
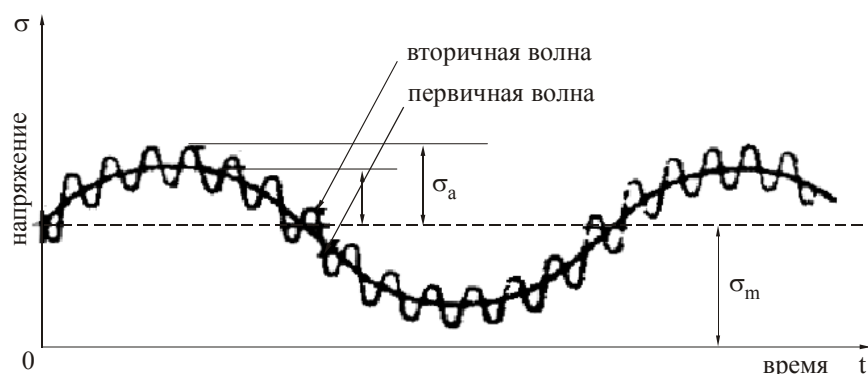


Рис. 40. Стенд для испытания на вибропрочность автомобиля

При испытаниях на вибропрочность (усталость) контролируют переменную и статическую силы, приложенные к испытываемому объекту, и число циклов его нагружения. Разновидностью этих испытаний являются испытания на резонансных частотах. Они получили наибольшее распространение в практике высокочастотных испытаний на усталость деталей и образцов материалов. Испытания с переменной частотой вибрации широко применяют для испытания объектов на вибропрочность и виброустойчивость. Они пригодны для определения резонансных частот изделий и частотных характеристик. Более детально все возможные методики и варианты испытаний на вибропрочность описаны в специальной литературе.

При вибрации наблюдаются обычные циклические нагрузки с постоянной формой цикла или более сложным видом циклического нагружения. По частоте нагружения вибрационные нагрузки чаще всего превышают частоту обычных циклических испытаний. Выделение отдельно понятия "вибрационная



прочность" связано с конструкциями или образцами, которые, наряду с обычными циклическими нагрузками (чаще всего в условиях малоциклового усталости), испытывают вибрационные нагрузки меньших амплитуд и большей частоты, которые накладываются на циклические. Вибрационные нагрузки также могут накладываться на постоянную статическую нагрузку. Таким образом, вибрационная прочность металлических материалов или конструкций чаще всего связана с комбинированной циклической нагрузкой или статической и циклической. На рис. 41 показана схема комбинированного нагружения с наложением вибрационных нагрузок, а в табл. 1 представлены амплитудные и частотные отношения составляющих нагрузок в ряде конструкций.

Рис. 41. Комбинированное усталостное нагружение с наложением
вибрационных волновых нагрузок

Т а б л и ц а 1

Изделия, элементы конструкций f_v/f_n	Возможные отношения	
	амплитуд $\sigma_{a.v}/\sigma_{a.c}^{*)}$	частот
Фюзеляжи, подвески рулей, элероны, стабилизаторы в пассажирских самолетах 1,5...5000		0,03...0,5
Элементы энергетических установок 100...1000		0,03...0,5
Гидротурбины	0,1...0,5	2,5...150

Шпиндели блюмингов и прокатных станов	0,01...0,5	15...30
Режущие цепи врубковых машин	0,1...0,5	15..20
Подкрановые балки	0,01...0,25	10...1000
Металлоконструкции радио- и телевизионных мачт	0,1...0,5	1,5...15
Главные балки и раскосы ферм железнодорожных мостов	0,05...0,25	30...100

*) Здесь $\sigma_{a,v}$ – составляющая напряжения высокочастотной амплитуды, $\sigma_{a,c}$ – суммарная величина низкочастотной и высокочастотной амплитуд.

Поведение металлических материалов в условиях, когда низкочастотная составляющая нагружения, как правило, является расчетной и носит статический или повторно-статический характер, а дополнительные высокочастотные нагрузки и вибрация имеют несущественную по сравнению с расчетной нагрузкой амплитуду, изучено достаточно широко, особенно влияние поличастотного (в частности, двухчастотного) нагружения на усталостные характеристики. Показано, что и на стадии зарождения, и на стадии развития усталостных трещин наложение высокочастотной составляющей значительно сокращает циклическую долговечность материала. Причем результат воздействия такого нагружения превышает результат простого сложения амплитуд низкочастотной и высокочастотной нагрузок.

ПРИНЯТЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

1. Предел выносливости – σ_R (ГОСТ 23207-78).
2. Предел ограниченной выносливости – σ_{RN} (ГОСТ 23207-78).
3. Амплитуда напряжений цикла – σ_a .
4. Наибольшее напряжение цикла – $\sigma_{\max}$.
5. Наименьшее напряжение цикла – $\sigma_{\min}$.
6. Амплитуда полной деформаций цикла – ε_a (ГОСТ 25.509.-79).
7. Амплитуда пластической деформации цикла – ε_p .
8. Амплитуда упругой деформации цикла – ε_e .
9. Длина трещины – l .
10. Число циклов нагружения – N .
11. Абсцисса точки перелома кривой усталости – N_G (ГОСТ 232007-78).
12. Скорость роста усталостной трещины – v (dl/dN).
13. Коэффициент интенсивности напряжений – K (КИН).
14. Максимальный коэффициент интенсивности напряжений – $K_{\max}$.
15. Минимальный коэффициент интенсивности напряжений – $K_{\min}$.
16. Размах коэффициента интенсивности напряжений – ΔK ($\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$).
17. Пороговый коэффициент интенсивности напряжений – K_{th} (ΔK_{th}).
18. Циклический критический коэффициент интенсивности напряжений – K_{fc} .
19. Коэффициент интенсивности напряжений, рассчитанный при нагрузке открытия трещины – K_{op} .
20. Эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений – K_{ef} .
21. Коэффициент асимметрии цикла – R ($R = P_{\min}/P_{\max} = K_{\min}/K_{\max}$).
22. Эффективный коэффициент концентрации напряжений – K_{σ} .
23. Коэффициент чувствительности к концентрации напряжений – q_{σ} .
24. Коэффициент влияния абсолютных размеров – K_d .

ЛИТЕРАТУРА

1. Бунин И.Ж., Оксогоев А.А., Танитовский И.Ю. Мультифрактальный анализ границ зерен в приповерхностных слоях сплава АВТ-1 / Физика прочности и пластичности материалов. – Самара. – 1995. – С. 328-330.
2. Ботвина Л.Р. Общие закономерности процессов разрушения и кристаллизации / МиТОМ.1994. – № 8. – С.2-6.
3. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
4. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф. Мультифрактальный анализ особенностей разрушения приповерхностных слоев молибдена // Металлы. – 1993. – № 4. – С. 164-178.

5. *Горицкий В.М., Терентьев В.Ф.* Структура и усталостное разрушение. – М.: Металлургия, 1980. – 280 с.

6. *Доможиров Л.И.* Обобщенное уравнение для оценки влияния трещин на предел выносливости материалов // Заводская лаборатория, 1995. – № 10. – С. 27-31.

7. *Иванова В.С., Терентьев В.Ф.* Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 454 с.

8. *Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А.* Синергетика и фракталы в материаловедении. – М.: Наука, 1994. – 585 с.

9. *Коцаньда С.* Усталостное растрескивание металлов / Под ред. С.Я. Яремы: Пер. с польск. – М.: Металлургия, 1990. – 623 с.

10. *Металлы.* Метод испытания на многоцикловую и малоцикловую усталость. ГОСТ 23.026 – 78. – М.: Изд-во стандартов, 1978.

11. *Методы* механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. ГОСТ 25.502 – 79. – М.: Изд-во стандартов, 1986.

12. *Механика* разрушения и прочность материалов: Справочное пособие / Под ред. В.В. Панасюка. Том 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин и др. – Киев: Наукова думка, 1990. – 680 с.

13. *Миллер К.Ж.* Усталость металлов – прошлое, настоящее и будущее // Заводская лаборатория. – 1994. – № 3. – 544 с.

14. *Новиков И.И., Ермишкин В.А.* Об анализе деформационных кривых металлов. // Металлы. – 1995. № 6. – С. 142-154.

15. *Одинг И. А., Либеров Ю.П.* Накопление дефектов и образование субмикроскопических трещин при статическом деформировании армко-железа // Изв. АН СССР ОТН. Металлургия и топливо. – 1964. – № 1. – С. 11-13.

16. *Оксогоев А.А.* Диссипация энергии при высокоскоростном деформировании поверхности сплава // Актуальные проблемы прочности. – Санкт-Петербург, 1994. – С. 64-66.

17. *Оксогоев А.А.* Ренорм-групповой анализ теплопереноса на фрактальных структурах // Синергетика, структура и свойства материалов, самоорганизующиеся технологии. – М.: ИМЕТ им. Байкова РАН, 1996. – Ч. I. – С. 233-235.

18. *Оксогоев А.А., Иванова В.С.* Физические предпосылки к развитию технологий получения материалов с заданными свойствами // Перспективные материалы. – 1999, № 5. – С. 5-16.

19. *Оксогоев А.А., Бунин И.Ж., Колмаков А.Г., Встовский Г.В.* Мультифрактальный анализ изменений зеренной структуры Al-сплава при ударном воздействии скоростной частицы // Физика и химия обработки материалов. – 1999. – № 4. – С. 63-71.

20. *Оксогоев А.А.* Фрактально-синергетическая концепция управления обработкой и синтезом металлических материалов // Математическое моделирование процессов в синергетических системах. – Томск: Изд-во ТГУ, 1999. – С. 31-54.

21. *Оксогоев А.А.* Нелинейная термомеханика с режимом обострения при скоростном взаимодействии деформируемых тел // *Механика композиционных материалов и конструкций.* – 2000. – Т.6. – № 2. – С. 219-231.

22. *Оксогоев А.А.* О вариабельности механизма диссипативного структурообразования и технологической наследственности сплавов // *Вестник Тамбовского гос. ун-та.* – Тамбов: Изд-во ТбГУ. 2000. – Т. 5. – Вып.2-3. – С. 361-364.

23. *Панин В.Е.* Основы физической мезомеханики // *Физическая мезомеханика.* – 1998. – № 1. – С. 5-22.

24. *Синергетика* и фракталы в радиационном материаловедении. Учебное пособие / Состав.: В.С. Иванова. – М.: Интерконтакт Наука, 1997. – 53 с.

25. *Синергетика* и усталостное разрушение металлов: Сборник / Под ред. В.С. Ивановой. – Москва: Наука, 1989. – 246 с.

26. *Соппротивление* усталости. Основные термины, определения и обозначения. ГОСТ 23.207-78.м. – М.: Изд-во стандартов, 1981.

27. *Терентьев В.Ф.* Стадийность процесса усталостного разрушения металлических материалов // *Металлы.* –1996. – № 6. – С. 14-20.

28. *Терентьев В.Ф.* Модель физического предела усталости металлов и сплавов. // *Доклады АН СССР. Серия "Техническая физика".* – 1969. – Т. 185. – № 2. – С. 324-326.

29. *Терентьев В.Ф., Бунин И.Ж., Колмаков А.Г., Встовский Г.В.* Использование концепции фрактала в материаловедении. Институту металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова 60 лет: Сборник научных трудов / Под ред. академика Н.П. Лякишева. – М.: Элиз, 1998. – С. 396-411.

30. *Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г.* Механические свойства металлических материалов при статическом нагружении: Учеб. пособие. – Воронеж: Изд-во Воронежского гос. ун-та. 1998. – 80 с.

31. *Терентьев В.Ф., Пойда И.В.* Образование малых трещин при усталости. Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка // М.Ю. Изд-во ВИНТИ, 1991. – Том 25. – С. 60-94.

32. *Терентьев В.Ф., Хольсте К.* К вопросу о негомогенности протекания деформации в начальной стадии циклического нагружения армко-железа // *Проблемы прочности.* 1973. – № 11. – С. 3 –10.

33. *Троценко В.Т., Сосновский Л.А.* Соппротивление усталости металлов и сплавов: Справочник. Части 1 и 2.: – Киев: Наукова думка, 1987. – 1324 с.

34. *Федер Е.* Фракталы. – М.: Мир, 1991. – 254 с.

35. *Циклические* деформации и усталость металлов / Под ред. В.Т. Троценко. – Киев: Наукова думка, 1985. – 562 с.

36. *Glasov M., Llanes L.M., Laird C.* Self-organized dislocation structures (SODS) in fatigue metals // *Phys. Stat. Sol.(a).* – 1995. – V. 149. – P. 297.

37. *Wilkinson A.J., Roberts S.G., Hirsch H.B.* Modelling the threshold conditions for propagation of stage I fatigue cracks // *Acta mater.* – 1998. –V. 46. – P. 379-390.

38. Davidson D.L., Lankford J. Fatigue crack growth in metals and alloys: mechanisms and micromechanics // International Materials Reviews. – 1992 – V. 37. – № 2. – P. 45-76.

39. Mughrabi H., Christ H.-J. Cyclic deformation and fatigue of selected ferritic and austenitic steels; specific aspects // ISIJ International. – 1997. – V. 37. – № 12. – P. 1154-1169.

40. Mughrabi H. Dislocations in fatigue. In Dislocation and Properties of Real Materials (Conf. Proc.) Book № 323, The Institute of Metals, London. – 1985. – P. 244–262.

41. Oksogoev A.A. The surface Layer Role in Energy Dissipation // Adv.mater. and proc.: Fundamental Problems of Developing Advanced Materials and Processes of the XXI Century. AMP'99, Baikalsk. – 1999. – P. 90-91.

оглавление

ВВЕДЕНИЕ	3
1. ПОЛНАЯ КРИВАЯ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	5
2. ПЕРИОДЫ И СТАДИИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	7
2.1. Период зарождения усталостных трещин	13
2.1.1. Стадия циклической микротекучности	13
2.1.2. Стадия циклической текучести	15
2.1.3. Стадия циклического упрочнения (разупрочнения)	17
2.1.4. Линия необратимых циклических повреждений (линия Френча)	32
2.2. Период распространения усталостных трещин	33
2.2.1. Общие понятия	33
2.2.2. Эффект закрытия усталостных трещин	35
2.2.3. Стадия припорогового распространения усталостной трещины... ..	37
2.2.4. Стадия стабильного распространения усталостной трещины	38
2.2.5. Стадия ускоренного распространения усталостной трещины	40
3. ПРЕДЕЛ ВЫНОСЛИВОСТИ	44
4. ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	48
4.1. Влияние структурного состояния материала	48
4.2. Влияние состояния поверхностного слоя	49
4.3. Влияние температуры и среды испытания	49

4.4. Масштабный фактор	50
4.5. Влияние частоты нагружения	51
4.6. Влияние концентрации напряжений	51
4.7. Влияние контактного трения	52
5. ВИБРАЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.....	53
ПРИНЯТЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ.....	57
ЛИТЕРАТУРА.....	58

**Владимир Федорович Терентьев
Андрей Андреевич Оксогоев**

**ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Учебное пособие

Редактор *И.Л. Кескевич*
Технический редактор *Г.Е. Телятникова*

Лицензия № 021040 от 22.02.96. Подписано в печать 29.02.2001. Формат 60х84 1/16
Бумага офсетная. Тираж 150 экз. Уч.-изд.л...3,75. Печ.л. 4,0... Изд. № 90. Заказ 327.
Цена договорная.....

Отпечатано в типографии
Новосибирского государственного технического университета
630092, г. Новосибирск, пр. К.Маркса, 20