

**ОПД.Ф.02.02 СОПРОТИВЛЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ**  
**ОСНОВЫ ФИЗИКИ И МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ**  
Учебное пособие

Описаны современные представления об основных механизмах упрочнения металлических сплавов. Приведены базовые положения механики и физики разрушения. Особое внимание уделено влиянию структурного состояния на изменение уровня характеристик трещиностойкости и микромеханизмы разрушения сталей и высокопрочных чугунов.

Предназначено для студентов очной и заочной форм обучения по направлениям подготовки магистров 150100 «Материаловедение и технологии материалов» и 150400 «Металлургия». Может быть полезно для инженеров-конструкторов, технологов-металловедов и машиностроителей, научных работников и аспирантов, работающих в области проблем прочности и разрушения стальных и чугунных изделий.

## СОДЕРЖАНИЕ

|                                                                                                            |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Предисловие.....                                                                                           | 6  |
| Введение.....                                                                                              | 8  |
| 1. Элементы физики прочности. Эффективность действия<br>различных механизмов упрочнения .....              | 10 |
| 1.1. Сравнительный анализ механизмов упрочнения<br>конструкционных сплавов на основе $\alpha$ -железа..... | 10 |
| 1.2. Упрочнение в результате формирования<br>мартенситной структуры.....                                   | 16 |
| 1.2.1. Мартенситное превращение и морфологические типы<br>мартенсита в сплавах на основе железа .....      | 17 |
| 1.2.2. Влияние морфологического типа мартенсита<br>на механические свойства сталей .....                   | 20 |
| Список литературы к главе 1 .....                                                                          | 21 |
| 2. Основы механики разрушения .....                                                                        | 24 |
| 2.1. Разрушение металлических конструкций<br>и проблемы трещиностойкости .....                             | 24 |
| 2.2. Трещины в конструкциях .....                                                                          | 28 |
| 2.2.1. Диаграмма разрушения.....                                                                           | 28 |
| 2.2.2. Виды трещин .....                                                                                   | 29 |
| 2.2.3. Состояние трещин.....                                                                               | 31 |
| 2.2.4. Упругая и упругопластическая механика разрушения.....                                               | 31 |
| 2.3. Элементы механики сплошных сред.....                                                                  | 34 |
| 2.3.1. Напряженное состояние в точке .....                                                                 | 34 |
| 2.3.2. Деформированное состояние в точке.....                                                              | 37 |
| 2.3.3. Виды напряженного и деформированного состояния .....                                                | 39 |
| 2.4. Энергетический подход в упругой механике разрушения .....                                             | 41 |
| 2.5. Силовой подход в упругой механике разрушения .....                                                    | 47 |
| 2.6. Пластическая зона перед фронтом трещины.....                                                          | 53 |
| 2.7. Трещиностойкость металлических материалов<br>в условиях упругопластической механики разрушения.....   | 59 |
| 2.8. Определение трещиностойкости металлов<br>при статическом нагружении.....                              | 62 |
| 2.8.1. Определение критических значений коэффициента<br>интенсивности напряжений $K_{IC}$ .....            | 62 |
| 2.8.2. Определение предела трещиностойкости $I_C$ .....                                                    | 63 |

|                                                                |     |
|----------------------------------------------------------------|-----|
| 2.8.3. Диаграмма предельной трещиностойкости .....             | 66  |
| 2.9. Определение трещиностойкости металлов                     |     |
| при ударном нагружении .....                                   | 68  |
| 2.9.1. Определение ударной вязкости по методу Шарпи .....      | 73  |
| 2.9.2. Разделение ударной вязкости на составляющие .....       | 77  |
| 2.9.3. Оценка трещиностойкости сталей                          |     |
| по характеру поверхности излома .....                          | 81  |
| 2.10. Критические температуры.....                             | 86  |
| 2.10.1. Определения и обозначения.....                         | 86  |
| 2.10.2. Диаграмма конструкционной вязкости.....                | 88  |
| 2.11. Определение трещиностойкости металлов                    |     |
| при циклическом нагружении.....                                | 91  |
| 2.11.1. Основные понятия.....                                  | 91  |
| 2.11.2. Напряженно-деформированное состояние                   |     |
| перед фронтом трещины.....                                     | 95  |
| 2.11.3. Механизм распространения усталостной трещины.....      | 99  |
| 2.11.4. Микростроение усталостных изломов .....                | 104 |
| 2.11.5. Определение скорости развития                          |     |
| усталостной трещины.....                                       | 114 |
| 2.11.6. Влияние механических характеристик                     |     |
| и параметров нагружения на циклическую                         |     |
| трещиностойкость металлических материалов .....                | 122 |
| 2.11.7. Особенности диаграммы усталостного разрушения.....     | 125 |
| Список литературы к главе 2.....                               | 131 |
| 3. Структурные аспекты механики разрушения .....               | 137 |
| 3.1. Структурные изменения при закалке и отпуске сталей        |     |
| с различным содержанием углерода .....                         | 137 |
| 3.2. Микромеханизмы разрушения при однократном                 |     |
| нагружении углеродистых и низколегированных сталей             |     |
| с различным содержанием углерода, закаленных                   |     |
| и отпущенных в широком температурном интервале .....           | 145 |
| 3.3. Закономерности изменения трещиностойкости                 |     |
| при статическом нагружении закаленных                          |     |
| и отпущенных углеродистых и низколегированных сталей .....     | 150 |
| 3.4. Микромеханизмы разрушения при циклическом                 |     |
| нагружении углеродистых и низколегированных сталей             |     |
| с различным содержанием углерода после закалки и отпуска ..... | 152 |
| 3.4.1. Циклическая трещиностойкость после закалки              |     |
| и низкотемпературного отпуска .....                            | 152 |

|                                                                                                                                                                |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 3.4.2. Циклическая трещиностойкость после закалки<br>и отпуска в широком температурном интервале .....                                                         | 160 |
| 3.4.3. Закономерности при изменении<br>трещиностойкости закаленных и отпущенных<br>углеродистых и низколегированных сталей<br>при циклическом нагружении ..... | 166 |
| Список литературы к главе 3 .....                                                                                                                              | 172 |
| 4. Основы физики разрушения .....                                                                                                                              | 175 |
| 4.1. Классификация видов разрушения .....                                                                                                                      | 175 |
| 4.2. Различие подходов физики и механики<br>к проблеме разрушения .....                                                                                        | 175 |
| 4.3. Физические основы разрушения металлов<br>от зародышевых субмикротрещин .....                                                                              | 177 |
| 4.3.1. Субмикротрещины в поликристаллах.....                                                                                                                   | 178 |
| 4.3.2. Микротекучесть и макротекучесть в поликристаллах.....                                                                                                   | 179 |
| 4.4. Зарождение и размеры субмикротрещин.....                                                                                                                  | 182 |
| 4.5. Сопротивление микросколу как структурный критерий<br>хрупкого разрушения на пределе текучести.....                                                        | 185 |
| 4.6. Структура сталей и сопротивление микросколу .....                                                                                                         | 188 |
| 4.6.1. Влияние размера ферритного зерна<br>на сопротивление микросколу технического железа .....                                                               | 188 |
| 4.6.2. Влияние пластин третичного цементита<br>на сопротивление микросколу<br>низкоуглеродистых сталей.....                                                    | 189 |
| 4.6.3. Сопротивление микросколу сталей<br>эвтектоидного состава .....                                                                                          | 191 |
| 4.6.4. Сопротивление микросколу сталей<br>с глобулярным цементитом .....                                                                                       | 193 |
| 4.7. Связь основных параметров физики и механики разрушения.....                                                                                               | 195 |
| 4.8. Оптимизация параметров прочности конструкционных сталей<br>с точки зрения физики разрушения.....                                                          | 200 |
| Список литературы к главе 4 .....                                                                                                                              | 201 |



## ПРЕДИСЛОВИЕ

Непрерывный рост требований к металлическим материалам с точки зрения увеличения их прочности, способности выдерживать динамические нагрузки и экстремальные температурные колебания, воздействие агрессивных и радиационных сред ставят серьезный вопрос об эксплуатационной надежности стальных деталей и конструкций, в основе которой лежит трещиностойкость, т.е. сопротивление росту возникших трещин, приводящих к разрушению. В последние десятилетия существенно увеличилось количество исследований и разнообразных методов и средств, надежно определяющих трещиностойкость металлических сплавов.

Исторически такие исследования были начаты в области механики, где формируется направление, известное как механика разрушения. Однако постепенно интерес к проблеме проявляют металловеды и металлофизики, поскольку они разрабатывают новые металлические материалы. В связи с этим исследования трещиностойкости сталей и сплавов становятся междисциплинарными и гарантируют большую достоверность результатов и надежность конструкций. Вопреки этой закономерности, обзорные и монографические публикации, а также учебники и учебные пособия все еще посвящены либо чисто механическому, либо чисто металловедческому или физическому подходу к проблеме трещиностойкости, при которых используется специфический аппарат, который не всегда знаком и доступен широкому кругу специалистов, занимающихся наукой и практикой.

В нашей книге сделана попытка совместить различные подходы к проблеме разрушения. Кроме базовых знаний в области физики и механики прочности и разрушения в настоящем издании представлены результаты исследований, полученных авторами на протяжении многих лет.

Книга состоит из четырех глав. В первой главе авторы приводят результаты анализа эффективности действия основных механизмов упрочнения сталей и сплавов. Особое внимание при этом уделяется упрочнению в результате образования мартенситной структуры в сталях и нюансам изменения прочности и трещиностойкости сталей со структурой низкоуглеродистого пакетного мартенсита.

Во второй главе излагаются основы механики разрушения: элементы механики сплошных сред, силовой и энергетический подходы к проблеме разрушения, понятие о зоне пластичности перед фронтом трещины, рассмотрены методики оценки трещиностойкости и закономерности распространения трещин при статическом, динамическом и циклическом нагружении.

В третьей главе приведены результаты собственных исследований авторов по влиянию структуры на трещиностойкость низколегированных сталей с различным содержанием углерода: приводятся результаты исследования структурных изменений при отпуске сталей с различным содержанием углерода, анализируются микромеханизмы разрушения при однократном и циклическом нагружении углеродистых и низколегированных сталей с различным содержанием углерода, закаленных и отпущенных в широком температурном интервале, обсуждаются общие закономерности изменения трещиностойкости закаленных и отпущенных углеродистых и низколегированных сталей при различных видах нагружения. Приводятся разработанные авторами диаграммы максимальной трещиностойкости углеродистых и низколегированных сталей при различных видах нагружения.

В четвертой главе представлены основы физики разрушения: проанализированы различия в подходах физики и механики к проблеме разрушения, представлены физические основы разрушения металлов от зародышевых субмикротрещин, показаны особенности влияния микро- и макротекучности на процессы зарождения субмикротрещин, рассмотрен механизм зарождения субмикротрещин и на его основе проведен расчет размеров зародышевой субмикротрещины. Рассмотрено влияние структурного состояния сталей на уровень сопротивления микросколу. Показана связь основных параметров физики и механики разрушения.

## ВВЕДЕНИЕ

Разрушение металлических изделий и конструкций всегда выходило за рамки чисто технического явления, поскольку затрагивало не только производственно-экономические интересы общества, но зачастую было связано с безопасностью человека. Можно сказать, что проблема надежности современных машин и сооружений носит характер социальной, нередко ограничивающей возможности общества в решении многих крупномасштабных проектов.

Современные представления о разрушении как о многоплановом явлении, охватывающем масштаб от межатомных расстояний в кристаллической решетке металла до размеров огромных сооружений и конструкций, не позволяют изучать это явление в рамках какой-то одной науки, вот почему в настоящее время проблемой разрушения металлов и сплавов занимаются как минимум три науки: механика, металловедение и физика.

Механика прочности детально исследует роль макроскопических дефектов типа трещин, а также других факторов, вносящих возмущения в равномерное распределение напряжений и деформаций в однородном изотропном упругопластическом твердом теле. Кроме того, прочность зависит от характера распределения напряжений, т.е. от вида напряженного состояния, которое также изучает механика прочности. На уровень прочности оказывают влияние и внешние факторы: внешняя среда, температура и скорость деформирования.

Прочность металлов зависит в первую очередь от прочности межатомных связей в кристаллической решетке, исследованием природы которых занимается квантово-механическая теория твердых тел, объясняющая на основании зонно-энергетического спектра электронов силы сцепления атомов в идеальной, т.е. бездефектной решетке.

В реальных металлах кристаллическая решетка может быть бездефектной только в весьма ограниченных объемах, так называемых блоках размерами 10–1000 нм. Наличие в решетке дефектов, и в первую очередь – дислокаций, сильно понижает прочность реального металла и делает ее зависящей от количества дислокаций в единице объема – плотности дислокаций; от характера их распределения, т.е. от вида внутризеренной дислокационной субструктуры. Уровень прочности

зависит также от размера зерна, наличия и параметров частиц второй фазы, т.е. от всех тех механизмов упрочнения, которые изучает металловедение, включающее в свой круг задач обеспечение оптимального химического состава и структурного состояния металла.

Связь между размером критической трещины и внешнего растягивающего напряжения установил А.А. Гриффитс, тем самым он заложил основы современной механики разрушения – сравнительно новой науки, которая находится на стыке между дислокационной физикой (физика прочности твердых металлических тел), металловедением и механикой. Однако он не рассматривал источник возникновения трещин, а также связь критического размера трещины с внутренним строением металла. Выяснение этого момента является основной задачей современной физики разрушения, а также структурной механики разрушения – наук, которые рассматривают явление разрушения на основе учета реальной кристаллической структуры и ее изменения в результате локального деформирования металла.

Таким образом, анализ факторов, влияющих на прочность металлических, в частности стальных, изделий, свидетельствует о том, что между процессами, определяющими силы сцепления между атомами в металле, природой воздействия вида напряженного состояния на прочность металла, дистанция настолько велика, что соединить их в рамках единой теории прочности в настоящий момент не представляется возможным.

Вот почему, по мнению авторов, современный специалист в области разрушения должен быть знаком не только с основами механики прочности и механики разрушения, но и иметь представление о физике прочности, физике разрушения, а также о структурной механике разрушения.

Авторы выражают надежду, что настоящая книга в некоторой степени позволяет приблизиться к решению этой задачи.

# 1. ЭЛЕМЕНТЫ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ.

## ЭФФЕКТИВНОСТЬ ДЕЙСТВИЯ РАЗЛИЧНЫХ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ

### 1.1. Сравнительный анализ механизмов упрочнения конструкционных сплавов на основе $\alpha$ -железа

Препятствия, которые вводятся в решетку для затруднения движения дислокаций, могут быть классифицированы в соответствии с их геометрическими размерами. Важнейшими для  $\alpha$ -железа являются: 0-мерные – легирующие атомы замещения и внедрения; 1-мерные – дислокации; 2-мерные – границы зерен, субзерен, двойников, фаз; 3-мерные – частицы второй фазы [1]. Для описания соотношений между плотностью препятствий, или расстоянием между ними и приростом предела текучести, были получены следующие соотношения:

- $\Delta \sigma_1 = \alpha G c^{1/2}$  (твердорастворное упрочнение) [2],
- $\Delta \sigma_2 = a G b \rho^{1/2}$  (деформационное упрочнение) [3],
- $\Delta \sigma_3 = k d^{-1/2}$  (упрочнение границами зерен) [2],
- $\Delta \sigma_4 = \beta G b \lambda^{-1}$  (дисперсионное упрочнение) [4, 5],

где  $\alpha$  – безразмерная постоянная, характеризующая удельное упрочняющее действие растворенных атомов;  $G$  – модуль сдвига;  $c$  – концентрация растворенных атомов;  $a, \beta \approx 0,5$ ;  $b$  – вектор Бюргерса;  $\rho$  – плотность дислокаций;  $k$  – постоянная, характеризующая удельное упрочняющее действие границ элементов структуры и субструктуры;  $d$  – средний размер элемента структуры (субструктуры).

На рис. 1.1 приведены некоторые примеры применения этих соотношений к  $\alpha$ -железу и его сплавам [1]. При достижении высокой плотности препятствий должна достигаться теоретическая прочность. В то же время повышение прочности полезно только тогда, когда оно сочетается с определенным уровнем пластичности. Прочность и пластичность всегда связаны между собой тем, что повышение предела текучести приближает критическое напряжение, при котором может произойти разделение двух атомных плоскостей. Из-за этого пластичность материалов, как правило, снижается с увеличением отношения  $\sigma / \sigma_{th}$ , где  $\sigma_{th}$  – теоретическая прочность материала.

Таким образом, достижение высокопрочного состояния за счет использования какого-то одного механизма упрочнения не является приемлемым путем. Если даже это удастся, то только за счет потери пла-

стичности и повышения склонности металлического сплава к хрупкому разрушению. В связи с этим интерес представляет определение тех границ, в которых эффективно действует каждый из механизмов упрочнения применительно к сплавам на основе  $\alpha$ -железа.

**Твердорастворное упрочнение** – это упрочнение, возникающее в результате искажений кристаллической решетки матрицы из-за присутствия в ней примесных атомов. Растворение легирующих элементов в железе может происходить по типу замещения и внедрения. Атомы замещения практически не влияют на прочность сплава, так как они изоморфны решетке матрицы и имеют близкий атомный радиус с атомами матрицы (данном случае – железа).

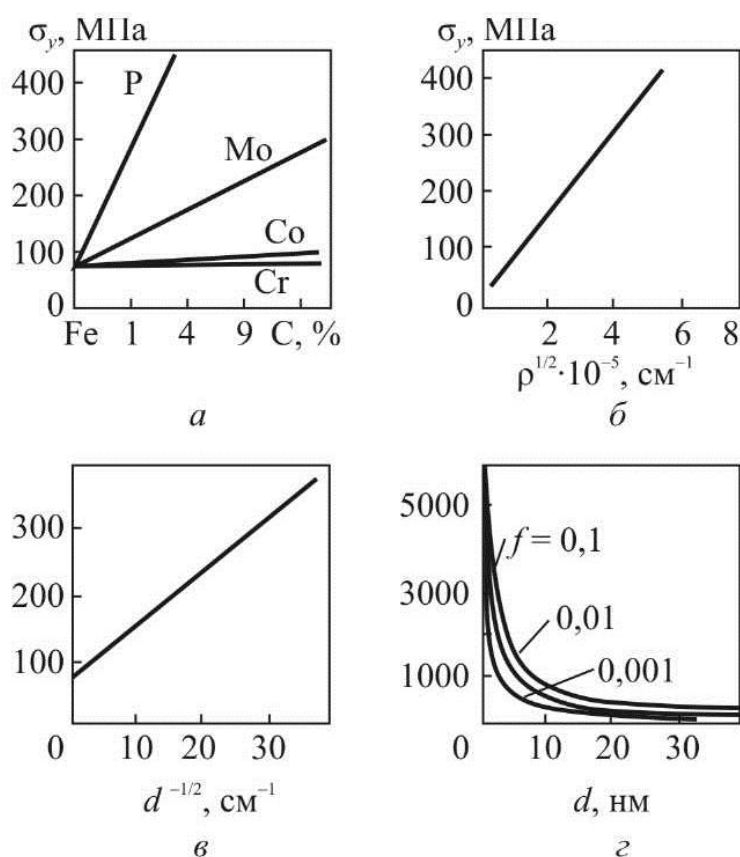


Рис. 1.1. Упрочнение  $\alpha$ -железа посредством различных механизмов: *а* – образование твердого раствора замещения; *б* – увеличение плотности дислокаций (деформационное упрочнение); *в* – упрочнение границами зерен; *г* – максимальное упрочнение частицами (расчетные значения)

Примесью внедрения, оказывающей наибольший упрочняющий эффект в сплавах на основе  $\alpha$ -железа, несомненно, является углерод. В литературе имеется достаточно большое количество данных [1, 5], свидетельствующих о том, что с увеличением содержания углерода

в закаленной стали до 0,2 % сопротивление пластической деформации быстро возрастает. При увеличении содержания углерода от 0,2 до 0,4 % темп нарастания сопротивления пластической деформации снижается, а при дальнейшем увеличении содержания углерода в закаленной стали упрочнения практически не происходит. В работе Э. Хорнбогена [1] имеется прямое указание на то, что при содержании углерода в Fe–C мартенсите более 0,1 % твердорастворное упрочнение преобладает над упрочнением за счет дефектов решетки.

Ю.Я. Мешков в работе [6] получил следующее соотношение между пределом текучести и сопротивлением пластической деформации в пределах одного зерна для сплавов на основе  $\alpha$ -железа:  $\sigma_0 = 0,7 \sigma_1$ . Данное соотношение говорит о том, что вклад внутризеренных механизмов упрочнения в общий уровень прочности не должен быть слишком большим, чтобы не привести к потере вязкости. При содержании углерода более 0,1 % твердорастворное упрочнение является доминирующим механизмом упрочнения железоуглеродистого мартенсита. Очевидно, что содержание углерода, равное 0,1–0,2 %, и является той разумной границей, до которой данный механизм действует эффективно, т.е. при значительном повышении уровня прочности (предел прочности и предел текучести возрастают примерно на 500–750 МПа) пластичность и сопротивление хрупкому разрушению остаются на достаточно высоком уровне.

**Зернограничное упрочнение** – это упрочнение границ зерен и элементов субструктуры, которые являются препятствиями на пути движения дислокаций.

Известно, что при уменьшении размеров элементов микроструктуры сопротивление пластической деформации увеличивается в соответствии с зависимостью Холла – Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_y d^{-1/2},$$

где  $\sigma_0$  – напряжение, необходимое для поддержания скольжения внутри зерна (напряжение трения);  $K_y$  – постоянная, зависящая от типа и состояния границ;  $d$  – средний размер элемента структуры, в пределах которого происходит скольжение,  $K_y d^{-1/2}$  – напряжение, необходимое для эстафетной передачи скольжения от одного элемента структуры другому.

С другой стороны, в литературе имеются данные [7], что напряжение хрупкого разрушения  $\sigma_{кр}$  также увеличивается при уменьшении размеров зерна:

$$\sigma_{кр} = \frac{l}{k} \beta \gamma G d^{-1/2},$$

где  $\beta$  – коэффициент, связанный с типом напряженного состояния;  $\gamma$  – эффективная энергия образования поверхности разрушения;  $G$  – модуль сдвига;  $d$  – средний размер зерна;  $k = \sigma_{d0} l^{1/2}$  ( $\sigma_{d0}$  – напряжение, необходимое для отрыва дислокаций от атмосфер,  $l$  – расстояние между источниками дислокаций).

В своих работах [6, 8] Ю.Я. Мешков приводит зависимости сопротивления микросколу от размеров элементов структуры:

$$R_{мс} = K_p d^{-1/2},$$

где  $K_p$  – константа, зависящая от типа субмикротрещины;  $d$  – размер элемента структуры, в котором возникает субмикротрещина.

В тех случаях когда субмикротрещина возникает у границы ферритного зерна, перлитной колонии, мартенситного или бейнитного пакета,  $K_p = 18 \text{ кГ} \cdot \text{мм}^{-3/2}$ , или  $K_p \cong 6 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{-1/2}$ .

Таким образом, измельчение элементов микроструктуры одновременно с повышением уровня прочности приводит к снижению склонности металлов к хрупкому разрушению. Однако изменение балла зерна от 2 до 8, легко достигаемое при обычных скоростях нагрева, приводит к сравнительно небольшому росту значений предела прочности и предела текучести [9, 10]. Для получения более существенного повышения прочности стали требуется измельчение аустенитного зерна до 14–15 баллов (диаметр зерна 1–3 мкм), для чего необходимо получение однородной и дисперсной исходной структуры, например с помощью закалки: нагрев со скоростью 100–1000 °С/с при ограничении температуры и времени аустенитизации. Очень малые размеры зерна аустенита, и следовательно, кристаллов мартенсита, в некоторых случаях получают многократным повторением этой обработки (термоциклическая обработка) [10]. Если при обычной термической обработке конструкционных сталей при достижении 8 баллов зерна аустенита размер мартенситных пакетов составляет 7–15 мкм, то при специальной термоциклической обработке получается зерно 15 баллов, а размер мартенситных пакетов уменьшается до 0,5–2,0 мкм [9–11].



Таким образом, в случае зернограницного упрочнения сложность заключается не в отыскании границы, до которой данный механизм действует эффективно, а в реализации термообработки, приводящей к формированию сверхмелкого зерна.

**Деформационное упрочнение.** Деформационным, или дислокационным, называют упрочнение в результате повышения плотности дислокаций, например при закалке, холодной пластической деформации и т.д.

Одним из способов получения высокой плотности дислокаций в материале является холодная пластическая деформация (ХПД). При увеличении степени холодной пластической деформации до 25–30 % прочность низкоуглеродистых сплавов на основе  $\alpha$ -железа существенно возрастает, а затем стабилизируется, приближаясь к насыщению [12]. Параллельно с повышением прочности снижается уровень характеристик пластичности, ударной вязкости, вязкости разрушения; критическая температура хрупкости при этом возрастает.

В то же время в литературе имеются данные, что увеличение степени холодной пластической деформации до 20–25 % благоприятно сказывается на уровне предела выносливости низкоуглеродистой ферритно-перлитной стали [12]. Кроме того, ХПД повышает пороговый коэффициент интенсивности напряжений,  $\Delta K_{Ih}$ , а также увеличивает сопротивление росту усталостной трещины на парисовском участке диаграммы циклической трещиностойкости [12, 13]. Необходимо также отметить, что сопротивление микросколу  $R_{mc}$  армко-железа и низкоуглеродистых сталей с феррито-перлитной структурой экстремально зависит от степени ХПД, причем максимальный уровень  $R_{mc}$  зафиксирован при степени ХПД  $e = 30 \dots 50 \%$  [6, 8].

Таким образом, деформационное упрочнение при ХПД также может оказаться полезным для повышения прочности низкоуглеродистых сплавов на основе железа, особенно в тех случаях, когда речь идет о повышении сопротивления усталости и циклической трещиностойкости. Судя по литературным данным, степень ХПД, благотворно влияющая на свойства низкоуглеродистых сталей, находится на уровне 20–25 %.

**Дисперсионное упрочнение.** Дисперсионное упрочнение – повышение прочности сплава вследствие образования в нем дисперсных упрочняющих фаз при распаде пересыщенного твердого раствора [1]. Различают упрочнение когерентными и некогерентными частицами.

Механизмы дисперсионного упрочнения можно подразделить на основные и косвенные. Все основные механизмы базируются на том, что дисперсные частицы являются препятствиями на пути движения дислокаций, вследствие чего повышается предел текучести материала. Косвенные механизмы упрочнения связаны с влиянием дисперсных частиц и собственно распада пересыщенного твердого раствора на характер субструктуры [1]. К основным упрочняющим фазам относятся карбиды, нитриды, карбонитриды, интерметаллиды.

Дисперсионное упрочнение когерентными выделениями описывается моделью Мотта – Набарро [9]. Когерентные выделения создают вокруг себя поле упругих напряжений. Дислокации при своем скольжении перерезают когерентные выделения. Получаемый при этом прирост прочности

$$\Delta\tau = 2G_m \varepsilon f,$$

где  $G_m$  – модуль сдвига матрицы;  $f$  – объемная доля когерентных частиц;  $\varepsilon$  – параметр несоответствия кристаллических решеток матрицы и выделений.

Дисперсионное упрочнение некогерентными выделениями описывается механизмом Орована [5]. Механизм предложен для случая, когда расстояние между частицами значительно превышает их радиус. Модель применима в случаях, когда в матрице находятся более жесткие частицы ( $G_n > G_m$ ).

Согласно модели Орована дислокация удерживается некогерентными выделениями до тех пор, пока прикладываемое напряжение не станет достаточным для того, чтобы линия дислокации изогнулась и прошла между частицами, оставив вокруг них дислокационную петлю. Получаемый прирост прочности

$$\Delta\tau = \frac{1}{2\pi} \frac{G\bar{b}}{\lambda} \Phi \ln \frac{\lambda}{2\bar{b}},$$

где  $\lambda$  – расстояние между частицами;  $\Phi$  – коэффициент, учитывающий тип дислокации [5, 9].

Оптимальные размеры частиц упрочняющей фазы, при которых упрочнение максимально, очевидно, определяются их химсоставом и характером выделения (когерентные, некогерентные). Так, в сплавах железа, легированных медью, наибольшее упрочнение дают обогащен-

ные медью кластеры размером около 12,5 нм [1]. Частицы большего размера могут сами служить источниками дислокаций, и тогда они определяют поведение сплава при упрочнении, а также слабую зависимость предела текучести от размера зерна.

Микролегированные конструкционные стали содержат немного больше эквивалентного количества Ti, V, Nb или Nb с суммарным содержанием легирующих элементов около 1 %. В этих сталях выделения TiC весьма мелкодисперсны. Их упрочняющее действие выше, чем влияние обогащенных медью кластеров, достаточно уже очень малой объемной доли ( $f \approx 0,001$ ), чтобы вызвать заметное упрочнение [1].

Электронно-микроскопические исследования мартенситностареющих сталей показывают, что после термической обработки на максимальную прочность в структуре сталей наблюдаются два типа выделений: игольчатые и чечевицеобразные. Игольчатые выделения имеют  $d \approx 5$  нм (50 Å),  $l \approx 20$  нм (200 Å), среднее расстояние между ними 10–20 нм (100–200 Å). Эти выделения, вероятнее всего, имеют структуру  $Ni_3Ti$  [14]. Чечевицеобразные выделения ( $Fe_2Mo$ ,  $Ni_3Mo$ ) – диаметром около 15–20 нм (150–200 Å) и толщиной около 5–10 нм (50–100 Å), среднее расстояние между ними 30–50 нм (300–500 Å) [14].

В соответствии с представлениями современной дислокационной теории [13, 15] радиус частиц, до которого сохраняется когерентность выделившейся фазы с матрицей,

$$r < \frac{4\gamma_s}{\epsilon^2 G},$$

где  $\gamma_s$  – поверхностная энергия на границе раздела фаз;  $\epsilon$  – параметр несоответствия периодов решеток матрицы и фаз выделения.

Из формулы видно, что для увеличения размеров частиц, в которых не наблюдается перестаривания, необходимо легировать их элементами, уменьшающими различия в параметрах решеток матрицы и выделяющейся фазы.

## 1.2. Упрочнение в результате формирования мартенситной структуры

В результате мартенситного превращения в сталях реализуются сразу несколько (2–3) из четырех перечисленных механизмов, вот почему закалка на мартенсит является одним из наиболее распространенных технологических приемов упрочнения сталей.

Важно отметить, что вклад того или иного механизма упрочнения решающим образом зависит от химического состава стали, в том числе от содержания углерода. Так, в низкоуглеродистых сталях и безуглеродистых сплавах (содержание углерода менее 0,1 %) доля твердорастворного упрочнения сравнительно невелика, а доминирующим является дислокационное и субструктурное упрочнение. С увеличением содержания углерода вклад твердорастворного упрочнения увеличивается.

### **1.2.1. Мартенситное превращение и морфологические типы мартенсита в сплавах на основе железа**

Мартенситное превращение является сдвиговым фазовым превращением и состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы железа не обмениваются местами, а лишь смещаются один относительно другого на расстояния, не превышающие межатомные. В результате превращения твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе упорядочивается и имеет тетрагональную решетку, степень тетрагональности которой зависит от содержания углерода. Состав исходной и конечной фаз одинаков [10].

Известно, что система всегда стремится к минимуму затрат энергии при превращении. Это условие определяет следующие характерные признаки мартенситной структуры [10, 16]:

1. Между решетками исходной и конечной фазы имеется определенное ориентационное соотношение.
2. Наиболее типичной структурной формой новой фазы является пластина, толщина которой много меньше других линейных размеров.
3. Габитусная плоскость пластины имеет определенную ориентировку относительно кристаллографических осей исходной и конечной фаз.
4. Изменение формы превращенной области создает характерный рельеф на поверхности образца.
5. Кристаллы мартенсита обладают закономерной субструктурой.
6. Имеется тенденция к упорядоченному взаимному расположению мартенситных кристаллов.

Для углеродистых сталей существует определенное ориентационное соотношение:  $(111)_A \parallel (110)_M$  и  $[110]_A \parallel [111]_M$ , которое называют соотношением Курдюмова – Закса. Из одного кристалла аустенита могут образоваться 24 различно ориентированных кристалла мартенсита, которые удовлетворяют этому условию [16, 17].

В сплавах на основе железа существуют два основных морфологических типа мартенсита: пластинчатый и реечный [17].

*Пластинчатый мартенсит* образуется в две стадии: первая соответствует двойникованию и образованию зоны мидриба; на второй стадии происходит скольжение и образование периферийной части кристалла с неплоскими поверхностями. Эти периферийные области мартенситного кристалла заполнены дислокациями с относительно невысокой плотностью ( $10^9$ – $10^{10}$  см<sup>-2</sup>) [17].

*Пакетный (реечный) мартенсит* образуется по механизму скольжения. Элементарный объем превращения имеет форму рейки, каждая из которых является результатом гомогенного сдвига. Последовательные сдвиги образуют пакет параллельных реек. Рейки в пакете разделяются как малоугловыми, так и высокоугловыми границами или находятся в двойниковой ориентации [18–20]. По данным работы [20] отношение числа высокоугловых границ к малоугловым составляет 1:5. Внутри реек наблюдаются клубки и сплетения дислокаций с плотностью  $10^{10}$ – $10^{11}$  см<sup>-2</sup> [16]. В пределах исходного аустенитного зерна образуется несколько пакетов мартенсита, имеющих различную ориентировку. В каждом пакете рейки имеют примерно один и тот же размер, который практически не зависит от размера исходного аустенитного зерна [20]. Поперечный размер реек составляет от 0,1 до нескольких микрон, наиболее часто встречаются рейки с поперечным размером 0,2 мкм [18, 19].

Морфология мартенсита определяется температурной зависимостью механизмов пластической деформации превращения. Из рис. 1.2 [16], следует, что при  $t > T_0$  формируется реечный мартенсит (превращение идет по механизму скольжения), а при  $t < T_0$  формируется пластинчатый мартенсит (по механизму двойникования).

Мартенситное превращение протекает в интервале температур  $M_n$ – $M_k$ , и очевидно, что тип мартенсита определяется соотношением между  $T_0$  и  $M_n$ – $M_k$ . Если на известную схему А.П. Гуляева [21] нанести  $T_0$  (рис. 1.3), то становится ясно, что в углеродистых сталях, для которых  $M_k > T_0$  (стали с содержанием углерода % C < C<sub>1</sub>), формируется только реечный мартенсит; в сталях, для которых  $M_n < T_0$  (содержание углерода % C > C<sub>2</sub>), – только пластинчатый мартенсит; и наконец, в сталях, для которых  $M_k < T_0 < M_n$  (C<sub>1</sub> < % C < C<sub>2</sub>), присутствуют оба типа мартенсита.

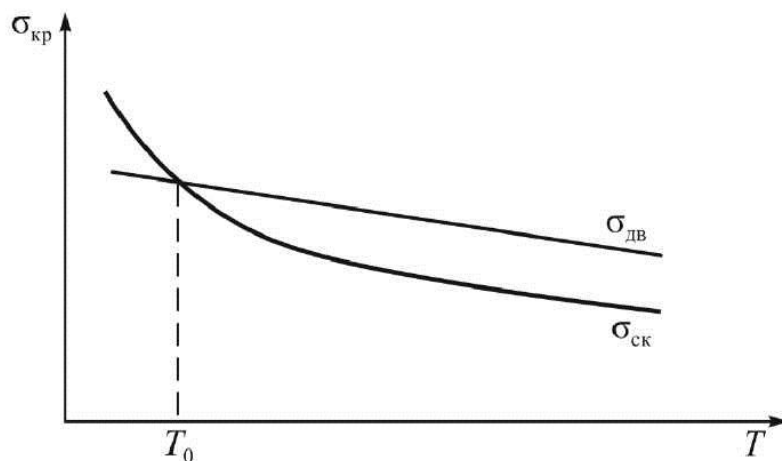


Рис. 1.2. Температурная зависимость напряжений скольжения и двойникования

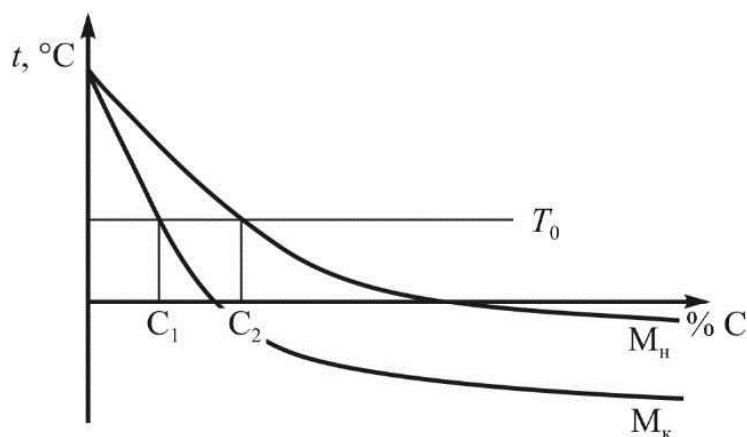


Рис. 1.3. Схема А.П. Гуляева с нанесенной на нее  $T_0$

Данную схему можно представить в виде трех случаев (рис. 1.4). В первом случае (рис. 1.4, а)  $M_k > T_0$  – формируется реечный мартенсит, во втором случае (рис. 1.4, б)  $M_n < T_0$  – формируется пластинчатый мартенсит, а в третьем случае (рис. 1.4, в) в стали присутствуют оба типа мартенсита.

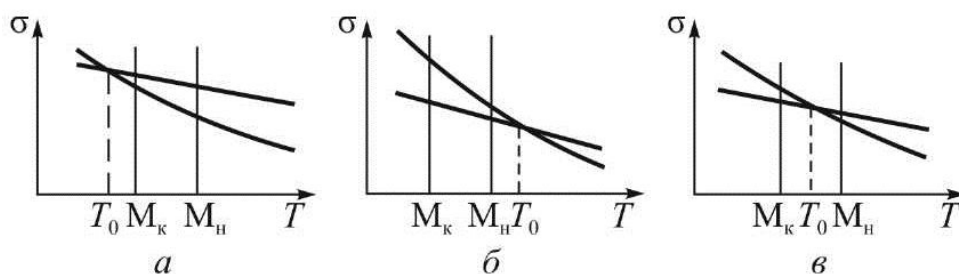


Рис. 1.4. Варианты соотношения мартенситного интервала  $M_n - M_k$  и температуры  $T_0$ : а –  $M_k > T_0$ ; б –  $M_n < T_0$ ; в –  $M_k < T_0 < M_n$

В углеродистых сталях переход от пакетного мартенсита к пластинчатому наблюдается в интервале 0,6–1,0 % С, при этом сосуществуют оба типа мартенсита [22]. Ниже этого интервала мартенсит в углеродистых сталях в основном пакетный, выше – пластинчатый. По данным [13] смена механизма превращения обусловлена сильным упрочнением аустенита по мере увеличения содержания углерода в стали. Таким образом, морфология мартенсита определяется составом сплава и, как следствие, температурой мартенситного превращения.

### **1.2.2. Влияние морфологического типа мартенсита на механические свойства сталей**

Морфологический тип мартенсита в Fe–С сплавах оказывает влияние не только на их прочность, но и на весь комплекс механических свойств. Сочетание высокого уровня прочности и трещиностойкости малоуглеродистых сталей с реечным мартенситом [22, 23] является следствием целого ряда его структурных особенностей по сравнению с пластинчатым мартенситом. Малые размеры элементов субструктуры (толщина реек составляет примерно 0,2 мкм) и высокая плотность дислокаций в их внутренних объемах ( $10^{10}$ – $10^{11}$  см<sup>2</sup>) обеспечивают уровень прочности 1000–1100 МПа, а низкое содержание углерода в твердом растворе минимизирует искажения решетки и, следовательно, силу Пайерлса – Набарро, что обеспечивает высокую пластичность при высоких напряжениях, когда наступает общая текучесть.

Кроме преимущественного дислокационно-субструктурного упрочнения реечного мартенсита существует еще целый ряд его структурных особенностей, препятствующих локализации пластической деформации и инициации хрупкого разрушения. Во-первых, в реечном мартенсите практически полностью отсутствуют двойниковые прослойки, границы которых являются эффективными барьерами на пути движущихся дислокаций [20] и, как следствие, – местами зарождения хрупких трещин. Во-вторых, соотношение высокоугловых и малоугловых границ в пакете мартенсита составляет 1:5 [20]. При этом малоугловая граница может работать как полупроницаемая: при определенных критических напряжениях в голове дислокационного скопления происходит прорыв дислокационной границы, часть дислокаций уходит в соседний объем, и напряжения в голове скопления уменьшаются [24]. В-третьих, установлено [25], что практически полное закрепление дис-

локаций в мартенсите достигается при содержании углерода в стали примерно 0,2 %. При содержании углерода в стали ниже этого предела дислокации обладают высокой подвижностью, что обуславливает релаксацию внутренних напряжений и, следовательно, обеспечивает высокую пластичность материала.

Пластинчатый мартенсит обладает повышенной склонностью к хрупкому разрушению не только вследствие преимущественно твердорастворного упрочнения (при этом велики искажения решетки, значительны силы Пайерлса – Набарро, дислокации полностью закреплены атмосферами Коттрелла), но и в результате особенностей своего формирования. Максимальный сдвиг атомов в решетке и, следовательно, пиковый уровень микронапряжений достигается по завершении роста мартенситной пластины у ее новой вершины. К объемному эффекту добавляется динамический, вызванный высокой скоростью образования пластины мартенсита [26]. Максимальные пиковые напряжения будут возникать при образовании крупной пластины, которая «пробегаёт» все зерно и останавливается на его противоположной границе. Эти микронапряжения ослабляют границы зерен и могут приводить к образованию пограничных микротрещин или, складываясь с полем упругих напряжений магистральной трещины, вызывать межзеренное разрушение. Скорее всего, этим и объясняется снижение циклической трещиностойкости на парисовском участке у низкоотпущенных углеродистых и низколегированных сталей с увеличением доли пластинчатого мартенсита [27, 28]. Фрактографически это проявляется в увеличении доли фасеток межзеренного скола. В низкоуглеродистых сталях пластинчатого мартенсита нет и, как следствие, отсутствуют межзеренные проскоки усталостной трещины.

Таким образом, реечный мартенсит благодаря целому ряду структурных особенностей при достаточно высокой прочности обладает большим запасом пластичности и трещиностойкости.

### Список литературы к главе 1

1. Гляйтер Х., Хорнбоген Е. Упрочнение при образовании твердых растворов и дисперсионном твердении // Статическая прочность и механика разрушения сталей: сб. науч. тр.; пер. с нем; под ред. В. Даля, В. Антона. – М.: Металлургия, 1986. – 566 с.
2. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.



3. Уошборн Дж. Деформационное упрочнение // Механизмы упрочнения твердых тел: сб. науч. тр.; пер. с англ.; под ред. М.Л. Бернштейна. – М.: Металлургия, 1965. – 368 с.
4. Ёкобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел: пер. с англ. – М.: Металлургия, 1971. – 264 с.
5. Бокштейн З.С. Строение и свойства металлических сплавов. – М.: Металлургия, 1971. – 496 с.
6. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. Структура металла и прочность стальных изделий. – Киев: Наукова думка, 1985. – 268 с.
7. Коттрелл А.Х. Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургия, 1963. – С. 30–39.
8. Мешков Ю.Я. Физические основы разрушения стальных конструкций. – Киев: Наукова думка, 1981. – 238 с.
9. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
10. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
11. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2: Деформация: учебник для вузов. – М.: Изд-во МИСиС, 1997. – 537 с.
12. Георгиев М.Н., Симонов Ю.Н. Влияние предварительной пластической деформации на трещиностойкость малоуглеродистой стали // Изв. АН СССР. Металлы. – 1988. – № 1. – С. 103–106.
13. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
14. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситно-старяющие стали. – М.: Металлургия, 1970. – 224 с.
15. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
16. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
17. Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали: учеб. пособие. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 1999. – 496 с.
18. Kelly P.M., Nutting J. The morphology of martensite in iron // J. Iron and Steel Institute. – 1961. – Vol. 197, № 3. – P. 199–211.
19. Speich G.R., Warlimont H. Yield strength and transformation substructure of low carbon martensite // J. Iron and Steel Inst. – 1968. – Vol. 206, № 4. – P. 385–392.

20. Apple C.A., Karon R.Y., Krauss G. Packet Microstructure in Fe – 0.2 pct. C Martensite // Met. Trans. – 1974. – Vol. 5, 3. – P. 593–599.
21. Гуляев А.П. Металловедение: учебник для вузов. – 5-е изд. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.
22. Счастливец В.М., Копцева Н.В., Артемова Т.В. Электронно-микроскопическое исследование структуры мартенсита в малоуглеродистых сплавах железа // ФММ. – 1976. – Т. 41, вып. 6. – С. 1251–1260.
23. Трещиностойкость малоуглеродистой мартенситной стали / М.Н. Георгиев, Л.М. Клейнер, Л.Д. Пиликина, Ю.Н. Симонов // ФХММ. – 1987. – № 2. – С. 79–84.
24. Грабский М.В. Структура границ зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.
25. Саррак В.И., Суворова С.О. Взаимодействие углерода с дефектами в мартенсите // ФММ. – 1968. – Т. 26, вып. 1. – С. 147–156.
26. Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
27. Структурные аспекты циклической трещиностойкости закаленных и отпущенных сталей / М.Н. Георгиев, Н.Я. Межова, В.Н. Минаев, Ю.Н. Симонов // ФХММ. – 1985. – № 5. – С. 48–53.
28. Симонов Ю.Н. Повышение трещиностойкости конструкционных сталей с мартенситной структурой: дис. ... канд. техн. наук. – Пермь, 1988. – 261 с.

## 2. ОСНОВЫ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

### 2.1. Разрушение металлических конструкций и проблемы трещиностойкости

Разрушение машин и конструкций всегда было неизбежным спутником развития различных областей техники, но потери от них за последние полвека как в материальном отношении, так и с точки зрения человеческих жертв становятся такими большими, что превращаются в мировую проблему. Это связано как с огромным количеством современных металлических конструкций, так и со все более тяжелыми эксплуатационными условиями. Ученые непрерывно занимаются изучением явлений, связанных с разрушением инженерных сооружений.

Проблемы, которые обсуждаются в настоящей главе, являются частью обширной научной области, которая усиленно развивается в течение последних 40–50 лет под общим наименованием «механика разрушения» и которая рассматривает целый комплекс вопросов, связанных с механическим поведением материалов и конструкций при наличии в них трещин.

Характерной особенностью механики разрушения является то, что она занимается проблемами, находящимися на границе научных областей, которые традиционно имеют различные объекты исследования – конструирование машин и сооружений, испытания материалов, металловедение и физика металлов. Каждая из этих научных специальностей имеет объектом изучения различные объемы металла с определенными характерными линейными размерами (на рис. 2.1 эти размеры показаны по горизонтальной оси), свои особые физические и математические модели и специфическую терминологию [1].

В недалеком прошлом процесс разрушения на практике воспринимался как мгновенное и неизбежное распространение трещины после того, как она образовалась благодаря определенным обстоятельствам. Эта концепция схематически может быть изображена как две стадии существования твердого тела при нагружении: неповрежденное и разрушенное (рис. 2.2, *a*).

Однако, как показали многолетние наблюдения за работой металлических сооружений, а также подробные анализы их многочисленных разрушений в зависимости от самых разных обстоятельств (дефекты в литом и катаном металле; совершение сварочных операций, особенно

многочисленных; недопустимо высокие напряжения; нарушение правил технической эксплуатации и др.), в отдельных элементах конструкций еще до начала их эксплуатации или на ее ранних этапах образуются предельно острые концентраторы напряжений, которые по своему влиянию на прочность могут рассматриваться как трещины.

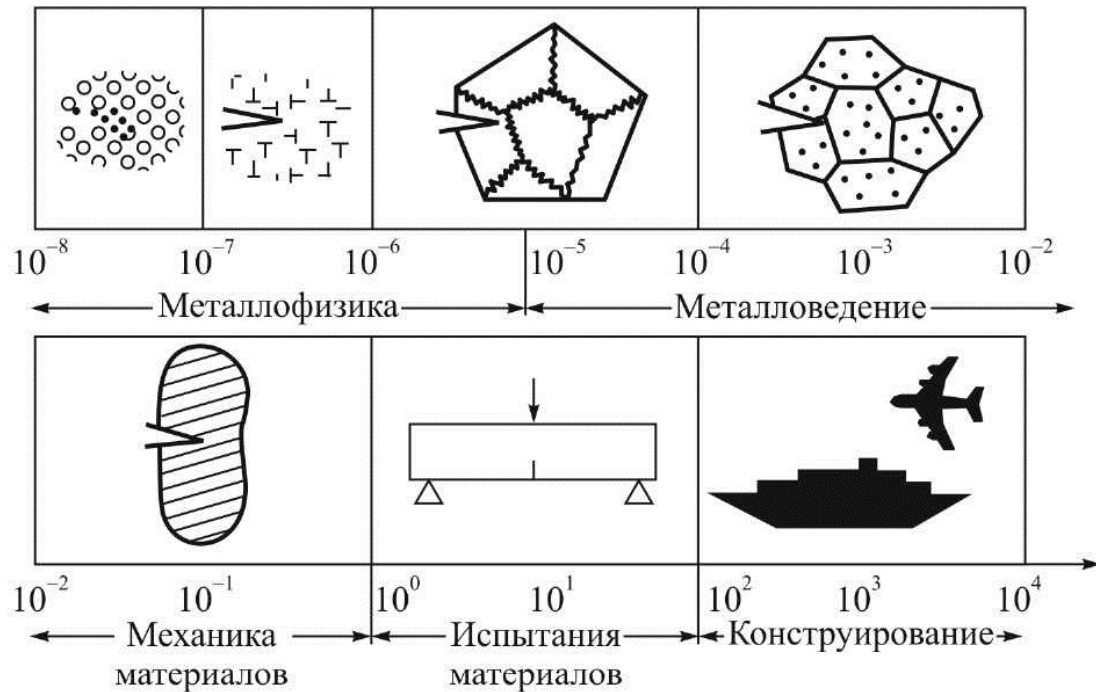


Рис. 2.1. Научные области, являющиеся предметом механики разрушения

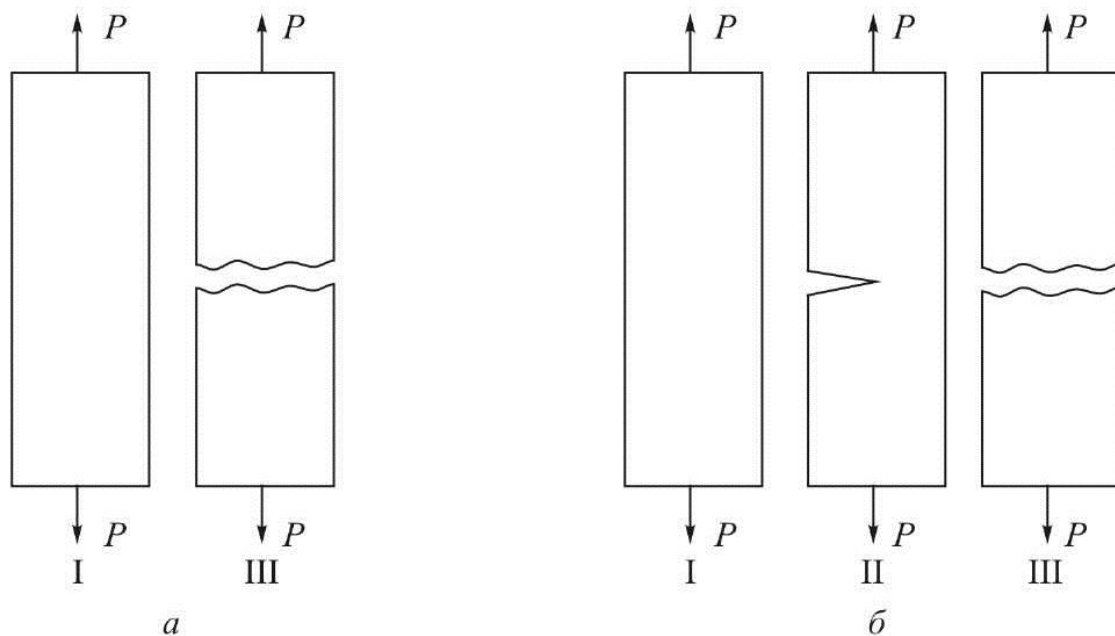


Рис. 2.2. Стадии существования твердого тела: I – неповрежденное тело, II – тело с трещиной, III – разрушенное тело; *а* – без учета наличия трещины; *б* – с учетом работы твердого тела при наличии трещин

Таким образом, с углублением наших знаний стало ясно, что при рассмотрении разрушения как двухстадийного процесса не обращают внимание на одну обязательную и очень важную стадию разрушения – распространение трещины, которая может занимать значительную часть срока службы изделия. Следовательно, современные представления о существовании твердого тела предполагают наличие трех отдельных стадий (рис. 2.2, б): неповрежденное, с трещинами и разрушенное тело.

С инженерной точки зрения целесообразно процесс разрушения (ПР) в самом общем случае разделить на два этапа, которые по своей сущности весьма различны и в связи с этим все чаще рассматриваются самостоятельно. В течение первого этапа трещина зарождается (ЗТ), а в течение второго – развивается (РТ). В этом смысле символично может быть записано выражение

$$\text{ПР} = \text{ЗТ} + \text{РТ}.$$

До момента зарождения трещины при отсутствии концентратора напряжений процессы пластической деформации охватывают все сечение детали. По этой причине традиционные механические характеристики, определяемые на гладких образцах, такие как предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , временное сопротивление  $\sigma_b$  и относительное удлинение  $\delta$ , необходимо рассматривать как свойства, характеризующие главным образом склонность металла к зарождению трещины. В этом случае задача специалистов состоит в обеспечении необходимого уровня этих интегральных характеристик материала.

Разрушение в результате развития трещины представляет собой локальный, постепенно развивающийся процесс. При таких обстоятельствах прочность материала определяется не усредненными для всего объема изделия свойствами, а его локальными прочностными характеристиками, которые действуют в данный момент перед фронтом трещины. По этой причине изучение процесса разрушения металла сводится к изучению его поведения в небольшой зоне упругопластической деформации в кончике трещины, где реализуется этот процесс. В этом смысле классические механические характеристики металла, оценивающие преимущественно его сопротивление зарождению трещины, становятся недостаточно информативными. Современные, значительно более глубокие представления о природе процесса разрушения заставили наряду с традиционными разработать новые прочностные характеристики, которые отражают свойства металла в локализованном объеме перед вершиной трещины. В результате

этих представлений были переосмыслены некоторые ранее использованные характеристики, например вид металлического излома, и появился ряд новых. Все они могут быть объединены под общим названием «характеристики трещиностойкости» и определяют сопротивление твердого тела развитию трещины.

Исследования в области трещиностойкости развиваются главным образом в двух направлениях. Первое из них связано с теоретической механикой и работает над вопросами, относящимися к теории трещиностойкости, аналитическими методами ее определения и использованию полученных результатов для расчетов элементов конструкций. Второе направление связано преимущественно с материаловедением и изучает трещиностойкость материалов в зависимости от различных внутренних (способ получения, химический состав, структура) и внешних (температура, нагружение, окружающая среда, радиационное воздействие) факторов, а также с возможностями создания материалов с регламентированной трещиностойкостью.

Для оценки трещиностойкости в настоящее время используют различные характеристики, методы определения которых стандартизованы. В лабораторной практике наиболее часто используются следующие характеристики трещиностойкости: критический коэффициент интенсивности напряжений ( $K_{IC}$ ), критическое раскрытие трещины ( $\delta_C$ ), критические значения  $J$ -интеграла ( $J_{IC}$ ), предел трещиностойкости ( $I_C$ ), вид металлического излома (% B) и работа, израсходованная на развитие трещины при испытании на трехточечный изгиб на маятниковом копре Шарпи ( $\alpha_p$ ).

Современная механика разрушения поставила перед материаловедом ряд новых вопросов. Важно знать, как металлическая структура и ее составные части, попадая в локальную зону упругопластической деформации перед фронтом трещины, сопротивляется ее росту, какие элементы этой структуры в каждый отдельный момент процесса разрушения являются важными для трещиностойкости, а какие второстепенными, какие свойства этих структурных составляющих являются определяющими для трещиностойкости и какова эволюция и морфология отдельных структурных элементов и их свойств в процессе нагружения. Рассмотренные обстоятельства сосредоточивают интересы специалистов в области механики и материаловедения, которые совсем недавно работали отдельно в своих научных сферах, над процессами, протекающими непосредственно перед фронтом трещины, в результате чего их научные усилия в значитель-

ной степени объединяются. В связи с этим процесс проникновения материаловедения в механику и обратно стал естественным, необходимым и на практике привел к созданию механики разрушения.

## 2.2. Трещины в конструкциях

### 2.2.1. Диаграмма разрушения

Наличие трещин в деталях требует нового подхода как при оценке свойств материалов, так и при расчете конструкций на прочность. Такой подход обусловлен тем обстоятельством, что эти дефекты, не нарушая функциональности конструкции, могут резко увеличить вероятность возникновения лавинообразного хрупкого разрушения. Современный метод расчетов на прочность должен дать возможность рассчитать как разрушающие напряжения, так и допустимые длины трещин.

Поясним сказанное следующим примером: рассмотрим конструктивный элемент, к которому приложена циклическая нагрузка, в котором имеется трещина длиной  $\ell$  (рис. 2.3, а). В процессе эксплуатации под действием нагружения трещина увеличивает свою длину (рис. 2.3, б). Построим зависимость разрушающего номинального (брутто) напряжения  $\sigma_c$  в разрушенном сечении (не принимая во внимание наличие трещины) от длины трещины  $\ell$  (рис. 2.3, в). Зависимость  $\sigma = f(\ell)$  называют диаграммой разрушения.

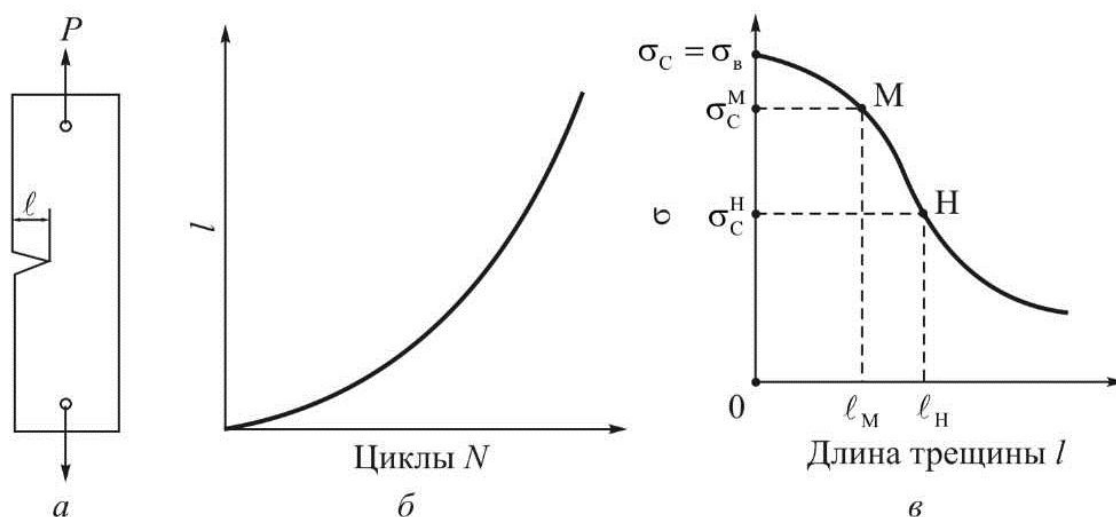


Рис. 2.3. Прочностные расчеты детали с трещинами в зависимости от их длины и действующих напряжений: а – деталь с трещиной  $\ell$ ; б – график роста трещины  $\ell$  при циклическом нагружении; в – диаграмма разрушения  $\sigma_c = f(\ell)$

Если для рассматриваемой детали максимальное напряжение, которое может быть реализовано при эксплуатации, равно  $\sigma_C^M$ , то все трещины длиной  $\ell < \ell_M$  для конструкции безопасны. В случае, когда нормальные напряжения в детали равны  $\sigma_C^H$ , безопасными для нее являются трещины длиной  $\ell < \ell_H$ . Однако, вероятность того, что хотя и редко, но могут появиться бóльшие напряжения, которые могут достигнуть величины  $\sigma_C^M$ , делает возможным разрушение при длине трещины  $\ell_M < \ell < \ell_H$ . Когда длина трещины станет  $\ell > \ell_H$ , то при напряжении  $\sigma_C^H$ , нормальном для данной детали, разрушение станет неизбежным. В силу рассмотренных выше обстоятельств трещиностойкость материала имеет принципиальное значение в случае, если из него производят ответственные, сложно нагруженные детали.

### 2.2.2. Виды трещин

Трещина нарушает целостность материала – прерывает его непрерывность. Она состоит из двух обязательных элементов (рис. 2.4): *поверхности (берегов)* трещины (позиция 1 на рис. 2. 4) и *вершины (конца, фронта, устья)* трещины (позиция 2 на рис. 2.4).

В зависимости от вида деформации различают три типа трещин, которые принято обозначать римскими цифрами I, II и III.

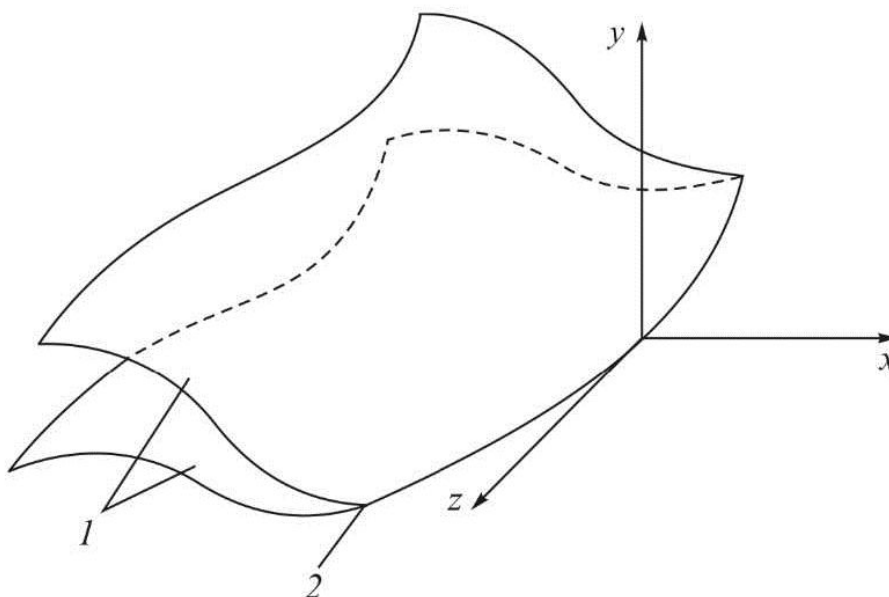


Рис. 2.4. Элементы трещины: 1 – поверхности (берега);  
2 – вершина (конец, фронт, устье)



*Трещина I типа, или трещина отрыва* (рис. 2.5, а). Такая трещина образуется от растягивающих напряжений, поверхности трещины отдаляются одна от другой во взаимно противоположных направлениях. Трещина растет в результате разрыва материала. Такая ситуация реализуется при забивании клина.

*Трещина II типа, или трещина поперечного скольжения* (рис. 2.5, б). Такая трещина растет под действием тангенциальных напряжений, ее поверхности скользят одна относительно другой перпендикулярно фронту трещины, которая таким образом растет путем поперечного (по отношению к фронту) скольжения. Это происходит, например, при снятии стружки на токарном станке.

*Трещина III типа, или трещина продольного скольжения* (рис. 2.5, в). Такая трещина растет под действием тангенциальных напряжений, ее поверхности скользят одна относительно другой параллельно фронту трещины, которая в данном случае растет в результате продольного (по отношению к фронту) скольжения. Такой тип деформации иногда называется антиплоским, он реализуется при разрезании листа бумаги ножницами.

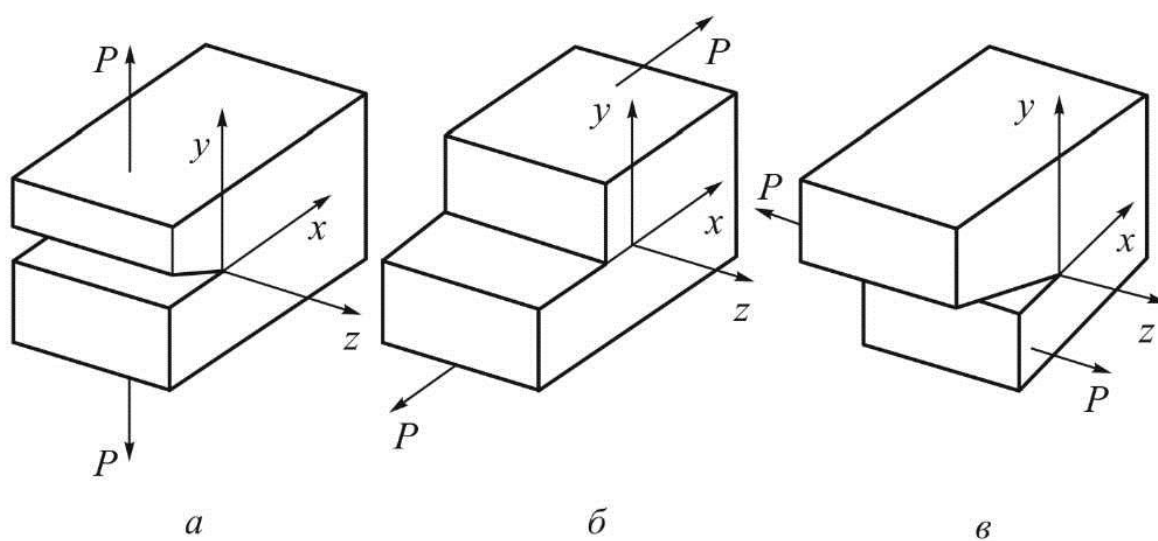


Рис. 2.5. Виды трещины: а – трещина I типа (трещина отрыва);  
б – трещина II типа (трещина поперечного скольжения – сдвига);  
в – трещина III типа (трещина продольного скольжения – среза)

Каждый произвольный случай деформации и напряжения, который возникает перед фронтом трещины, может рассматриваться как полученный от суммирования полей напряжений и деформаций указанных выше трех типов напряжений.

### 2.2.3. Состояние трещин

Когда трещина в твердом теле неподвижна при постоянном внешнем усилии, то она находится в устойчивом состоянии. Для того чтобы в этом случае трещина длиной  $\ell$  подросла на некоторую небольшую длину  $d\ell$ , необходимо, чтобы внешняя сила  $P$  увеличилась на величину  $dP$ . В таком случае будет справедливо неравенство

$$\frac{dP}{d\ell} > 0.$$

В этом случае трещина не может развиваться самопроизвольно и нет опасности внезапного аварийного разрушения. Такое состояние трещины определяется как *устойчивое*.

В *неустойчивом* состоянии трещина развивается самопроизвольно, а ее подрастание сопровождается уменьшением внешней силы. В этом случае справедливо неравенство

$$\frac{dP}{d\ell} < 0.$$

Когда состояние неустойчиво, появляется опасность лавинообразного, спонтанного разрушения конструктивного элемента, следовательно, такие трещины недопустимы.

Очевидно, что между устойчивым и неустойчивым состояниями в какой-то момент реализуется соответствующее *равновесное* состояние, при котором

$$\frac{dP}{d\ell} = 0.$$

Такое состояние называется *критическим*, поскольку оно является началом возможности неустойчивого развития трещины. Соответствующие параметры, характеризующие такое состояние, определяются как критические и отмечаются индексом «С», например  $\ell_c$  – критическая длина трещины;  $P_c$  – критическая сила;  $\sigma_c$  – критическое напряжение.

### 2.2.4. Упругая и упругопластическая механика разрушения

Разница между упругой и упругопластической механикой разрушения определяется степенью развития пластической деформации перед фронтом трещины.

На рис 2.6 схематично представлены различные случаи испытания образцов [2], во время которых зафиксирован момент наступления предельного состояния. Представлены соответствующие  $P - v$  диаграммы, где  $P$  – сила, приложенная к образцу, а  $v$  – раскрытие трещины. Схематически показан размер пластической зоны перед фронтом трещины.

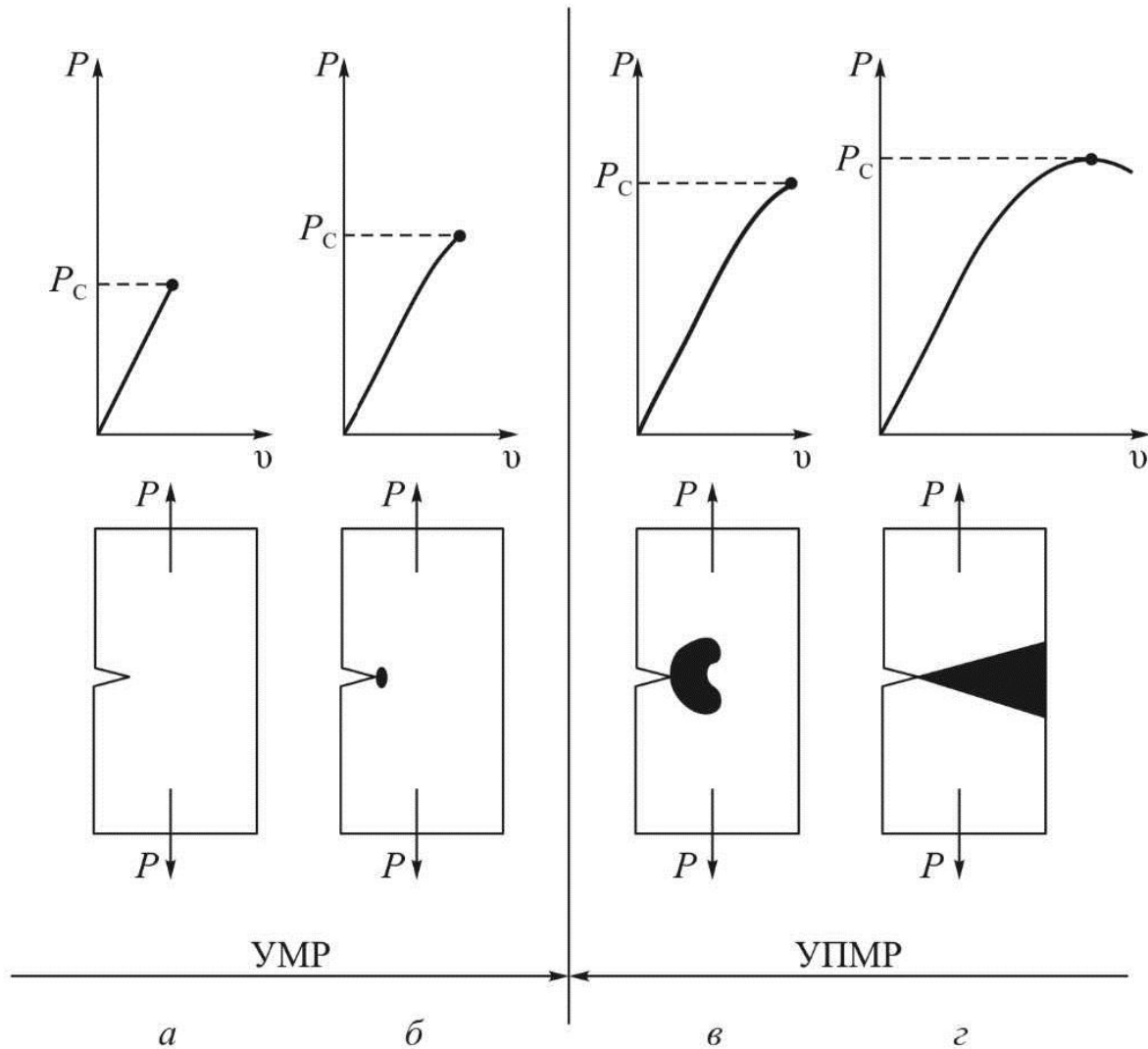


Рис. 2.6. Зависимости силы от раскрытия трещины:  
 $a, б$  – область упругой механики разрушения (УМР);  
 $в, г$  – область упругопластической механики разрушения (УПМР)

В случае, показанном на рис. 2.6,  $a$ , реализуется идеально хрупкое разрушение при напряжении ниже предела текучести  $\sigma_{0.2}$  и отсутствии пластической деформации перед фронтом трещины.

На рис. 2.6,  $б$  представлен реальный случай, когда перед фронтом трещины создана небольшая пластическая зона. Понятия «маленькая»

и «большая» условны, и поэтому, чтобы разграничить области приложения упругой и упругопластической механики разрушения, приняты определенные критерии: если линейные размеры пластической зоны меньше 20 % длины трещины  $l$  и разрушающее напряжение меньше 80 % предела текучести  $\sigma_{0.2}$  материала, то случай рассматривается в рамках линейной механики разрушения. На рис. 2.6 такие процессы условно представлены графиками 2.6, *а* и *б*. Примеры, представленные графиками 2.6, *в* и *г*, не удовлетворяют указанным условиям и могут быть отнесены к области упругопластической механики разрушения. На рис. 2.6, *г* пластическая зона охватывает все сечение образца.

Теория упругой механики разрушения может считаться достаточно разработанной, и в рамках созданных моделей могут проводиться надежные количественные расчеты. При развитии упругой механики разрушения использованы два подхода: энергетический и силовой. В первом случае о поведении трещины в процессе нагружения судят по изменению энергетического баланса системы, а во втором случае анализируется напряженное состояние материала перед фронтом трещины. В рамках линейной механики разрушения результаты, полученные с помощью этих двух подходов, эквивалентны.

Создание расчетных моделей в области упругопластической механики разрушения, естественно, гораздо более сложная задача. Здесь успехи более скромны, в результате чего в последние годы усилия специалистов направлены именно на эту область. В этом случае размер пластической зоны и работа, израсходованная на ее создание, в большей степени зависят от длины трещины и формы детали, а они могут быть самыми разными. Это обстоятельство сильно затрудняет создание моделей для вычисления параметров, которые нас интересуют, и в ряде случаев полученные результаты имеют качественный характер.

В этом отношении ситуация, которая создается при сравнительном изучении трещиностойкости различных сплавов и их структурных состояний, гораздо благоприятнее. При испытании образцов, имеющих одинаковую форму, размеры и длину трещины, независимо от степени пластической деформации, которая реализуется перед фронтом трещины, с помощью полученных значений трещиностойкости можно достоверно ранжировать исследуемые материалы.

## 2.3. Элементы механики сплошных сред

Современная теория механики разрушения построена на принципах механики сплошных (непрерывных) сред, поэтому кратко рассмотрим некоторые ее основные вопросы.

### 2.3.1. Напряженное состояние в точке

Напряженное состояние в данной точке определяется совокупностью напряжений, действующих по всем возможным плоскостям, проходящим через эту точку. Математически напряженное состояние в этом случае описывается тензором напряжений второго ранга, т.е. тензором, состоящим из 9 компонентов. Если идентифицировать материальную точку твердого тела с элементарным параллелепипедом со сторонами  $dx$ ,  $dy$ ,  $dz$ , то компоненты тензора могут быть представлены, как показано на рис. 2.7. Сам тензор может быть записан как

$$\mathbf{T}_\sigma = \begin{vmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{vmatrix}.$$

Первый индекс показывает, какая ось параллельна нормали к площадке. Второй индекс показывает, какая ось параллельна данной компоненте. Из условия равновесия следует, что  $\tau_{xy} = \tau_{yx}$ ,  $\tau_{xz} = \tau_{zx}$ ,  $\tau_{yz} = \tau_{zy}$ .

Такой тензор называется симметричным и имеет только 6 независимых компонент. Во многих случаях для обозначения координатных осей вместо  $x$ ,  $y$  и  $z$  используют символы  $x_1$ ,  $x_2$  и  $x_3$ . Тогда симметричный тензор напряжений запишется как

$$\mathbf{T}_\sigma = \begin{vmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ & & \sigma_{33} \end{vmatrix}.$$

Как видно на рис. 2.7, нормальные компоненты напряжения имеют одноименные индексы, в то время как индексы тангенциальных напряжений разноименны.

Разделение напряжений на нормальные и тангенциальные имеет свой физический смысл. Нормальные напряжения вызывают хрупкое

разрушение, раскалывание кристаллов по определенным плоскостям, которыми для железа являются плоскости  $\{100\}$ . Под действием тангенциальных напряжений протекают пластические деформации в наиболее плотно упакованных плоскостях, которыми для железа являются плоскости  $\{110\}$ ,  $\{211\}$ ,  $\{321\}$ , при этом первая из них является предпочтительной, особенно при низких температурах.

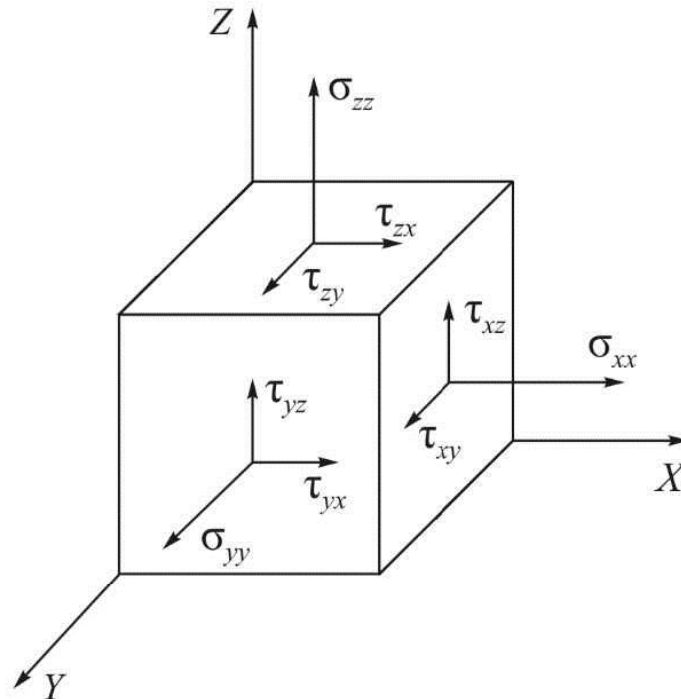


Рис. 2.7. Компоненты тензора напряжений, действующие по сторонам элементарного параллелепипеда, ориентированного произвольно в пространстве

Доказано, что во всякой точке тела существуют три взаимно перпендикулярные площадки, в которых тангенциальные напряжения равны нулю, т.е. на сторонах элементарного параллелепипеда в этом случае действуют только нормальные напряжения (рис. 2.8). В этом случае второй повторяющийся индекс опускается. Напряжения  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  и  $\sigma_3$  называют *главными напряжениями*, сами координатные оси называют *главными осями*, а соответствующие площадки – *главными площадками*. Тензор напряжения в этом случае имеет вид

$$\mathbf{T}_\sigma = \begin{vmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{vmatrix}.$$

При написании тензора соблюдается условие

$$\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3.$$

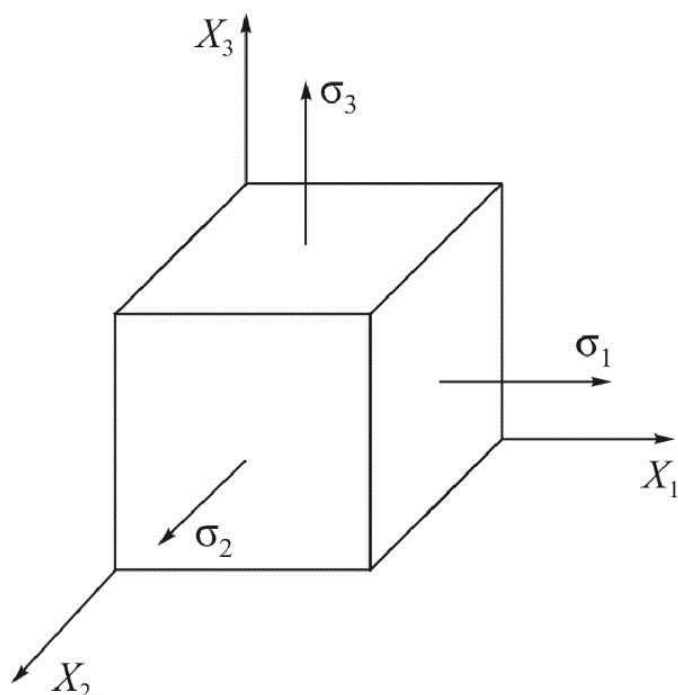


Рис. 2.8. Компоненты тензора напряжений, действующие по трем главным площадкам (главные напряжения)

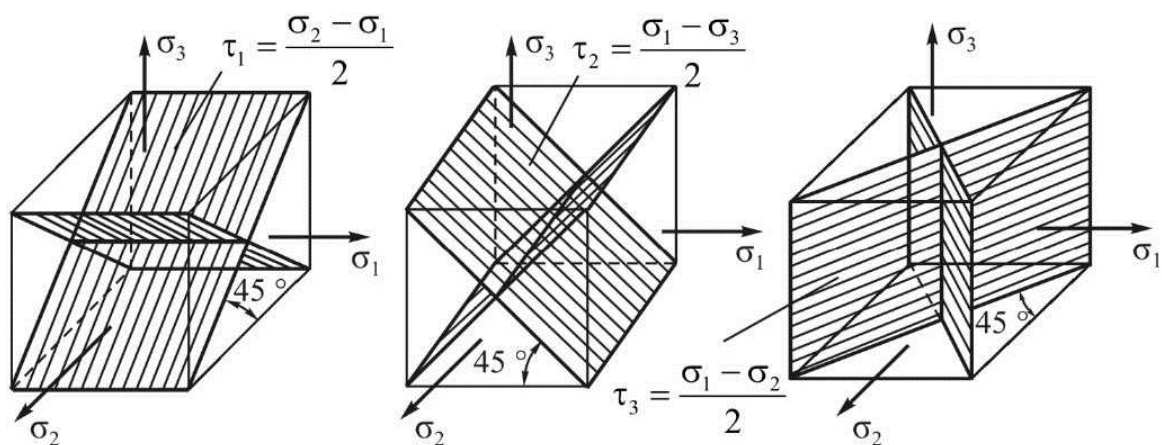


Рис. 2.9. Главные площадки скольжения, на которых действуют главные тангенциальные напряжения

Под углом  $45^\circ$  относительно главных площадок (рис. 2.9) находятся главные площадки скольжения, на которых действуют главные тангенциальные напряжения, которые по аналогии с главными нормальными напряжениями обычно обозначают  $\tau_1, \tau_2, \tau_3$ .

### 2.3.2. Деформированное состояние в точке

Знание деформированного состояния в точке означает, что мы в состоянии для всякого направления, проходящего через эту точку, определить возникшие в результате деформации изменения на расстоянии между двумя точками в данном направлении и под углом между двумя произвольными направлениями, проходящими через эту точку. Рассмотрим два основных вида деформации:

а) *линейная деформация* – возникает под действием нормальных напряжений и характеризуется величиной относительного удлинения в соответствующих направлениях (рис. 2.10, а).

$$\varepsilon_x = \frac{\Delta dx}{dx}, \quad \varepsilon_y = \frac{\Delta dy}{dy}, \quad \varepsilon_z = \frac{\Delta dz}{dz}.$$

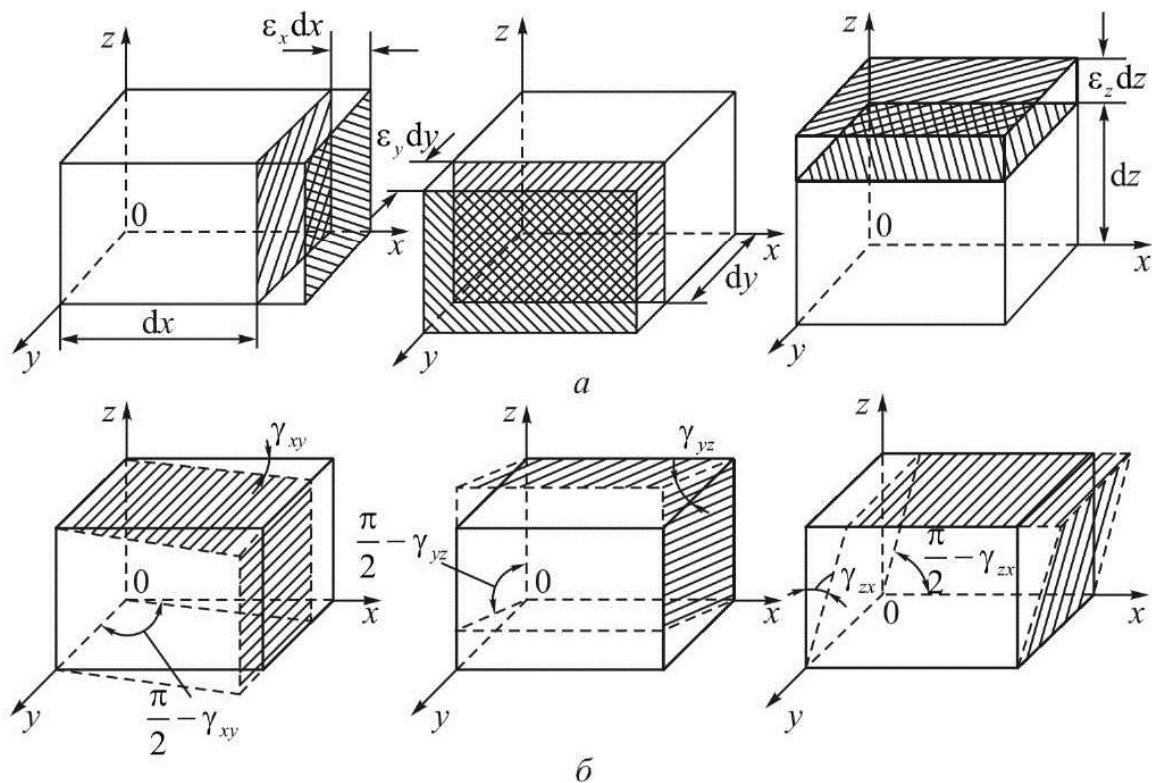


Рис. 2.10. Обозначения линейной (а) и угловой (б) деформации

В случае если линейные деформации одинаковы, они приводят только к изменению объема;

б) *угловая деформация (деформация скольжением)* – вызывается действием тангенциальных напряжений (рис. 2.10, б). Характеризуется изменением первоначального прямого угла OAB с углом  $\gamma$  (рис. 2.11).



Величина  $\delta$  называется *абсолютным скольжением*. Поскольку  $\gamma$  является малой величиной, то

$$\frac{\delta}{a} = \operatorname{tg} \gamma \approx \gamma.$$

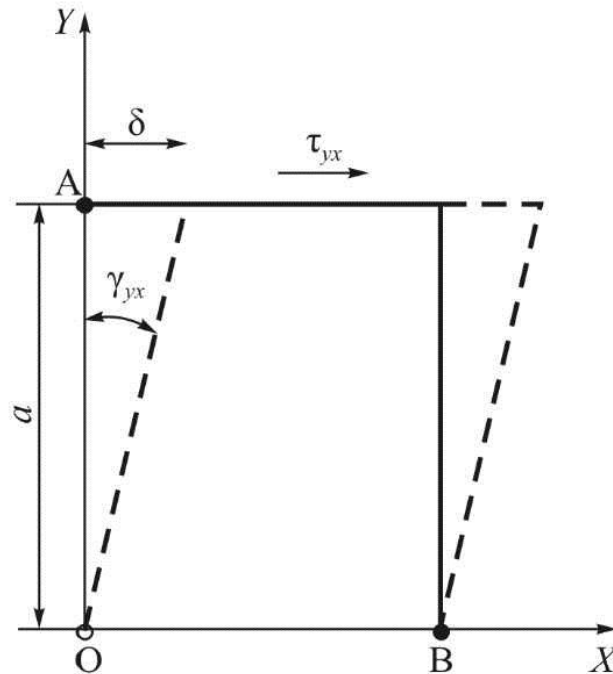


Рис. 2.11. Схематическое представление абсолютного  $\delta$  и относительного  $\gamma$  скольжения

Угол  $\gamma$  называется *относительным скольжением*. Угловые деформации приводят к изменению формы тела. Индексы  $x, y$  при относительном скольжении  $\gamma$  определяются следующим образом. Если ребро, первоначально параллельное оси  $Y$ , при скольжении поворачивается параллельно оси  $X$ , то тогда относительное скольжение обозначается  $\gamma_{yx}$ . И наоборот, если при скольжении ребро, первоначально параллельное оси  $X$ , поворачивается к ребру, параллельному оси  $Y$ , то относительное скольжение обозначается как  $\gamma_{xy}$ .

Тензор деформации, аналогично тензору напряжений, является тензором второго ранга, он симметричен ( $\epsilon_{12} = \epsilon_{21}; \epsilon_{13} = \epsilon_{31}; \epsilon_{23} = \epsilon_{32}$ ) и записывается в виде

$$\mathbf{T}_\epsilon = \begin{vmatrix} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & \epsilon_{13} \\ \epsilon_{21} & \epsilon_{22} & \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} & \epsilon_{32} & \epsilon_{33} \end{vmatrix}.$$

### 2.3.3. Виды напряженного и деформированного состояния

В зависимости от напряженного состояния, в котором они находятся, материалы могут разрушаться по-разному. При решении ряда практических задач важно оценить, какая *деформируемость* (мягкость) или, наоборот, какая *недеформируемость* (жесткость) создают то или иное напряженное состояние.

С точки зрения механики разрушения принципиально важными являются два типа плоских задач из теории упругости: плосконапряженное и плоскодеформированное состояния. Рассмотрим эти два случая [3].

**Плосконапряженное состояние (ПНС).** Примером ПНС является пластина, у которой один из размеров много меньше, чем остальные два (рис. 2.12). Нагрузка равномерно распределяется по ее толщине и действует в ее плоскости. При этих обстоятельствах компоненты напряжения  $\sigma_{13}$ ,  $\sigma_{23}$ ,  $\sigma_{33}$  равны нулю на двух плоских поверхностях пластины и принято, что они отсутствуют по толщине, т.е. распределение напряжений является плоским.

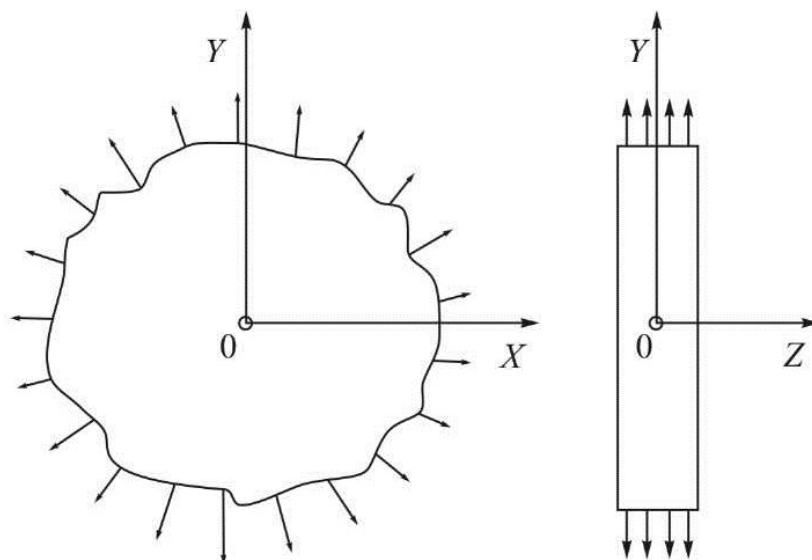


Рис. 2.12. Схематическое представление плосконапряженного состояния

В этом случае тензоры напряжения и деформации будут записаны следующим образом:

$$\mathbf{T}_{\sigma} = \begin{vmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix},$$

$$\mathbf{T}_\varepsilon = \begin{vmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & 0 \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{33} \end{vmatrix}.$$

В этом случае важно отметить, что  $\varepsilon_{33} \neq 0$ .

**Плоскодеформированное состояние (ПДС).** Если при данном напряженном состоянии тела перемещение всех его точек может осуществляться только в одной плоскости, реализуется ПДС. Примером такого состояния может служить тело, помещенное между двумя абсолютно твердыми плитами, расстояние между которыми остается постоянным (рис. 2.13). Если это тело находится под действием сжимающих сил, параллельных плоскости плит, то в нем реализуется ПДС.

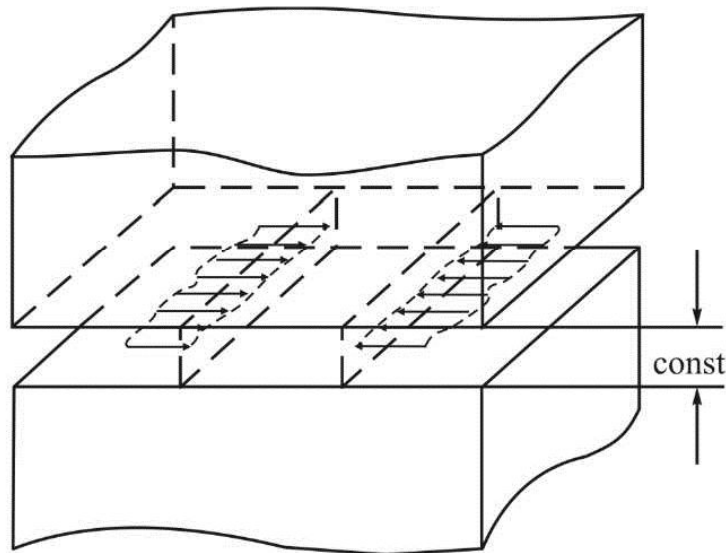


Рис. 2.13. Схематическое представление плоскодеформированного состояния

Тензоры напряжений и деформаций запишутся следующим образом:

$$\mathbf{T}_\sigma = \begin{vmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{33} \end{vmatrix}, \quad (2.1)$$

$$\mathbf{T}_\varepsilon = \begin{vmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{21} & 0 \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix}. \quad (2.2)$$

В отличие от ПНС, при ПДС компонента  $\epsilon_{33} = 0$  (2.2), что показывает, что пластическая деформация материала в этом случае максимально стеснена, и следовательно, условия для развития хрупкого разрушения наиболее благоприятны. Полезно отметить, что в этом случае  $\sigma_{33} \neq 0$  (2.1).

#### 2.4. Энергетический подход в упругой механике разрушения

26 февраля 1920 г. английский ученый А.А. Гриффитс публикует свою статью «Явление разрушения и деформирования твердого тела» [4], которая легла в основу всей механики разрушения. Гриффитс рассматривает плоскую пластину единичной толщины, бесконечной ширины, которая содержит трещину длиной  $2\ell$  (рис. 2.14). Пластина находится в поле однородного напряжения  $\sigma$ , перпендикулярного плоскости трещины, т.е. рассматривается трещина I типа.

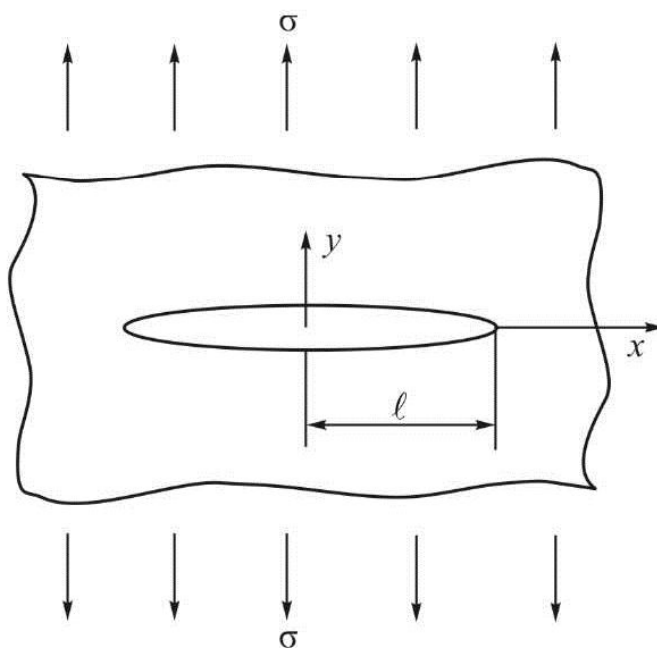


Рис. 2.14. Бесконечная пластина в поле однородного напряжения  $\sigma$  с трещиной I типа длиной  $2\ell$

Составлен баланс энергий:

$$U = \Gamma + W, \quad (2.3)$$

где  $U$  – общая энергия;  $\Gamma$  – поверхностная энергия, которая израсходована на образование поверхностей трещины;  $W$  – потенциальная энергия, накопленная в результате упругой деформации.

Поверхностная энергия  $\Gamma$  будет зависеть от термодинамической поверхностной энергии  $\gamma_0$  и длины поверхностей трещины ( $2 \cdot 2\ell$ ), т.е.

$$\Gamma = 4\gamma_0\ell. \quad (2.4)$$

Потенциальную энергию  $W$  Гриффитс определяет, используя результаты, полученные Инглисом:

$$W = W_0 - \frac{\pi\sigma^2\ell^2}{E}, \quad (2.5)$$

где  $W_0$  – упругая потенциальная энергия при отсутствии трещины, не зависящая от изменения  $\ell$ .

Тогда (2.3) запишется в виде

$$U = 4\gamma_0\ell + \left( W_0 - \frac{\pi\sigma^2\ell^2}{E} \right).$$

С увеличением  $\ell$  общая энергия системы  $U$  сначала растет, а после того, как  $\ell$  достигнет определенного критического размера  $\ell_c$ , дальнейшее увеличение  $\ell$  ведет к уменьшению  $U$  (рис. 2.15). При увеличении длины трещины на величину  $d\ell$  общая энергия изменяется на величину  $dU$  в результате изменения поверхностной энергии на величину  $d\Gamma$  и потенциальной энергии на величину  $dW$ , т.е.

$$dU = d\Gamma + dW. \quad (2.6)$$

Разделив (2.6) на  $d\ell$ , получим изменение энергетического баланса системы при увеличении трещины на единицу длины:

$$\frac{dU}{d\ell} = \frac{d\Gamma}{d\ell} + \frac{dW}{d\ell}. \quad (2.7)$$

Тогда из выражений (2.4) и (2.5) следует

$$\frac{d\Gamma}{d\ell} = 4\gamma_0, \quad (2.8)$$

$$\frac{dW}{d\ell} = -\frac{2\pi\sigma^2\ell}{E}. \quad (2.9)$$

Если заместим (2.7) выражениями (2.8) и (2.9), получим

$$\frac{dU}{d\ell} = 4\gamma_0 - \frac{2\pi\sigma^2\ell}{E}. \quad (2.10)$$

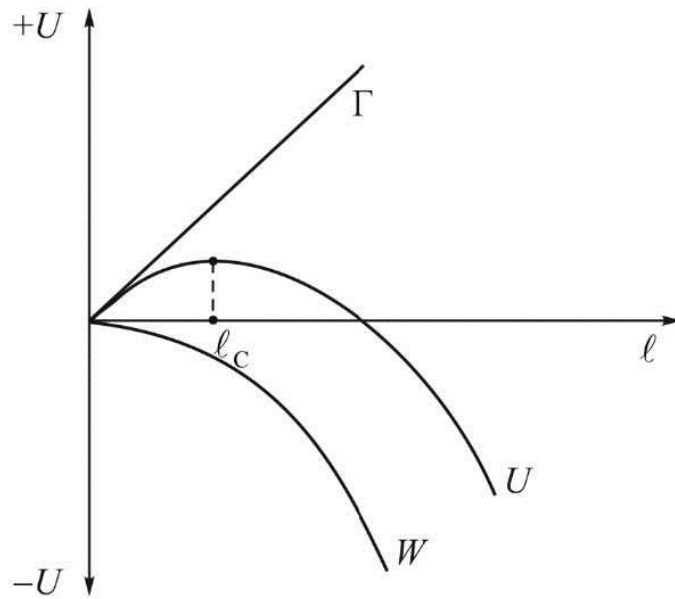


Рис. 2.15. Изменение энергетического баланса по А.А. Гриффитсу:

$U$  – общая энергия системы;  $\Gamma$  – поверхностная энергия, израсходованная на образование поверхностей трещины;

$W$  – потенциальная (упругая) энергия системы

При росте трещины, когда реализуется условие  $\ell = \ell_c$ , наступает критическое (равновесное) состояние системы, при котором (см. рис. 2.15)

$$\frac{dU}{d\ell} = 0.$$

В этом случае уравнение (2.10) запишется в виде

$$4\gamma_0 - \frac{2\pi\sigma^2\ell_c}{E} = 0. \quad (2.11)$$

Очевидно, в условиях равновесия, когда  $\ell = \ell_c$ , потенциальная упругая энергия ( $dW/d\ell$ ), которая освобождается при росте трещины, целиком расходуется в виде энергии ( $d\Gamma/d\ell$ ), необходимой для образования новых поверхностей. При  $\ell > \ell_c$  освобожденная энергия будет больше, чем поглощенная, и трещина начнет развиваться самопроизвольно, в то время как при  $\ell < \ell_c$  освобожденная энергия недостаточна для образования новых поверхностей и трещина расти не будет.

Из выражения (2.11) получается знаменитая формула Гриффитса, в которой в первый раз в единую зависимость связаны напряжение  $\sigma_c$ , длина трещины  $\ell_c$  и энергия  $\gamma_0$ , израсходованная при ее развитии:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_0 E}{\pi \ell_c}}. \quad (2.12)$$

Эта формула относится к плосконапряженному состоянию. В случае плоскодеформированного состояния получим

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_0 E}{(1-\nu^2)\pi \ell_c}}. \quad (2.13)$$

На рис. 2.16 представлен график зависимости (2.12), из которого видно, что трещина размера  $\ell_{c1}$  находится в критическом состоянии при напряжении  $\sigma_{c1}$ . Если критический размер трещины увеличится до размера  $\ell_{c2}$ , то соответствующее критическое напряжение уменьшится до значения  $\sigma_{c2}$ .

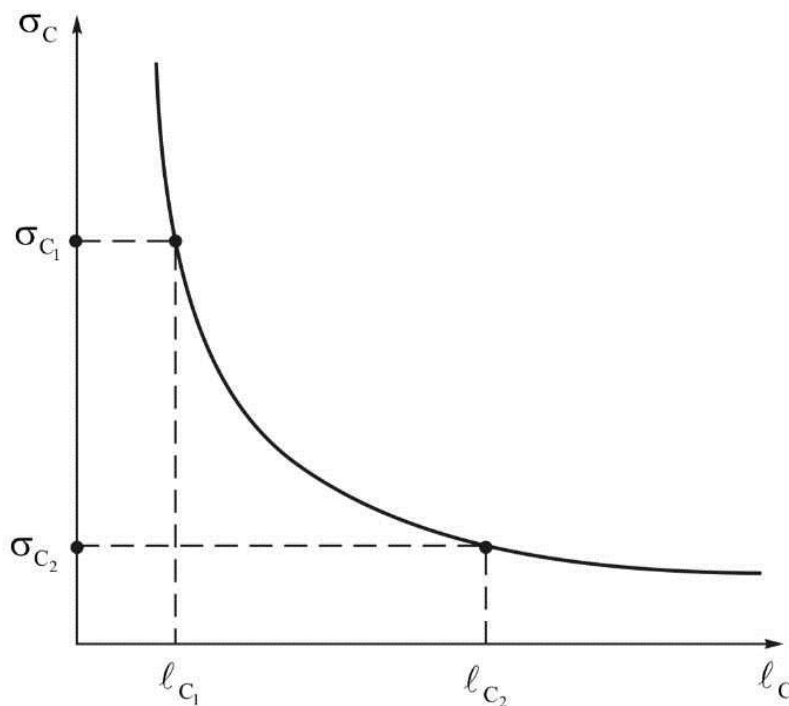


Рис. 2.16. Графическое представление формулы А.А. Гриффитса

Гриффитс проверил свою теорию на образцах из стекла. Полученные результаты хорошо подтверждаются опытами с алмазом, вольфрамом и другими тугоплавкими металлами. Во всех этих случаях разрушение хрупкое и протекает в упругой области.

Приложение теории Гриффитса для объяснения экспериментальных данных, относящихся к материалам, характеризующимся своими

пластическими свойствами, каковыми являются широко используемые на практике металлические материалы, наталкивается на большие противоречия. Экспериментальные данные не соответствуют полученным с помощью формул (2.12) и (2.13). Возникшие затруднения были преодолены в работах Орована и Ирвина [5], которые заметили, что при хрупком разрушении стальных и алюминиевых пластин перед фронтом развивающейся трещины обязательно наблюдается пластическая деформация. Следовательно, освобожденная упругая энергия при увеличении длины трещины расходуется не только на образование новых поверхностей в форме поверхностной энергии  $\gamma_0$ , но и на пластическую деформацию  $\gamma_{пл}$  перед фронтом трещины. При этом оказывается, что работа, израсходованная на пластическую деформацию перед фронтом трещины, при наступлении нестабильного (хрупкого) развития трещины играет роль специфической характеристики, определяющей сопротивление материала развитию трещины, аналогично предложенной Гриффитсом поверхностной энергии  $\gamma_0$ .

Вводится представление об общей энергии разрушения  $\gamma_{об}$ , которая расходуется при развитии трещины и которая может быть записана следующим образом:

$$\gamma_{об} = \gamma_{пл} + 2\gamma_0. \quad (2.14)$$

Оказывается, что  $\gamma_{пл} \gg 2\gamma_0$ , в результате чего (2.14) примет вид

$$\gamma_{об} \approx \gamma_{пл}.$$

Тогда уравнения (2.12) и (2.13) могут быть записаны как

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E\gamma_{пл}}{\pi\ell_c}},$$

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E\gamma_{пл}}{(1-\nu^2)\pi\ell_c}}.$$

Концепция, развитая Орованом и Ирвином, открывает возможности перехода от «идеального» материала, рассмотренного в модели Гриффитса, к реальным металлическим материалам, используемым в инженерных сооружениях.



Запишем зависимость (2.7), принимая во внимание знак «минус» в уравнении (2.9):

$$\frac{dU}{d\ell} = \frac{d\Gamma}{d\ell} - \frac{dW}{d\ell}. \quad (2.15)$$

Полученное выражение отражает тот факт, что при развитии трещины, в то время как энергия  $d\Gamma/d\ell$  поглощается, энергия  $dW/d\ell$  освобождается, т.е. эти две энергии имеют противоположные знаки. В механике разрушения принято эти энергии обозначать следующим образом:

$$\frac{d\Gamma}{d\ell} = R, \quad (2.16)$$

$$\frac{dW}{d\ell} = G. \quad (2.17)$$

*R характеризует энергию, которая поглощается при развитии трещины и определяет сопротивление материала развитию трещины, т.е. его трещиностойкость.*

*G характеризует энергию упругой деформации, которая освобождается при росте трещины. Буква G выбрана в честь Гриффитса (Griffith).*

С учетом (2.16) и (2.17) зависимость (2.15) можно записать как

$$\frac{dU}{d\ell} = R - G.$$

В критическом состоянии, когда  $dU/d\ell = 0$ , получим

$$R = G_c. \quad (2.18)$$

Из (2.18) следует, что величина  $G_c$ , в отличие от  $G$ , является характеристикой трещиностойкости материала. Иногда ее называют *вязкостью разрушения*. Таким образом, когда потенциальная энергия упругой деформации  $G$ , которая освобождается при развитии трещины, достигнет величины  $G_c$ , наступает критическое состояние системы, и в этот момент реализуется необходимое условие для самопроизвольного разрушения. В этом случае *энергетический критерий разрушения* может быть записан таким образом:

$$G = G_C. \quad (2.19)$$

Для трещин I, II и III типов в условиях ПДС в (2.19) добавляется соответствующий индекс, характеризующий трещину. Например, в случае трещины I типа уравнение запишется как

$$G = G_{IC}.$$

Формула (2.19) относится к случаю ПНС.

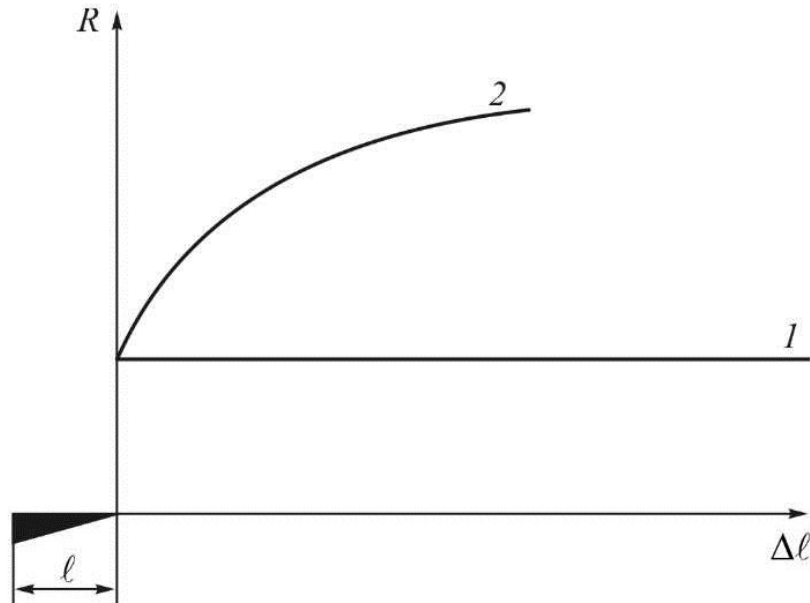


Рис. 2.17. Изменение  $R$  в условиях плоскодеформированного (1) и плосконапряженного (2) состояния

Проведенные многочисленные исследования показали (рис. 2.17), что в случае ПДС энергия, которая поглощается при развитии трещины, является постоянной величиной и выражение (2.16) примет вид  $d\Gamma/d\ell = R = \text{const}$ . При ПНС поглощенная энергия зависит от  $\ell$  и (2.16) запишется в виде  $d\Gamma/d\ell = R \neq \text{const}$ .

## 2.5. Силовой подход в упругой механике разрушения

В инженерной практике наибольшее распространение в механике разрушения получили силовые подходы, которые связаны с введенным Ирвином [6, 7] понятием коэффициента интенсивности напряжения. Развитие силового подхода (в терминах напряжения и перемещения) позволяет создать достаточно строгую и цельную теорию линейной ме-

ханики разрушения, которая может быть использована для изучения свойств материалов, расчета элементов конструкций и анализа хрупких разрушений, которые происходят в эксплуатации.

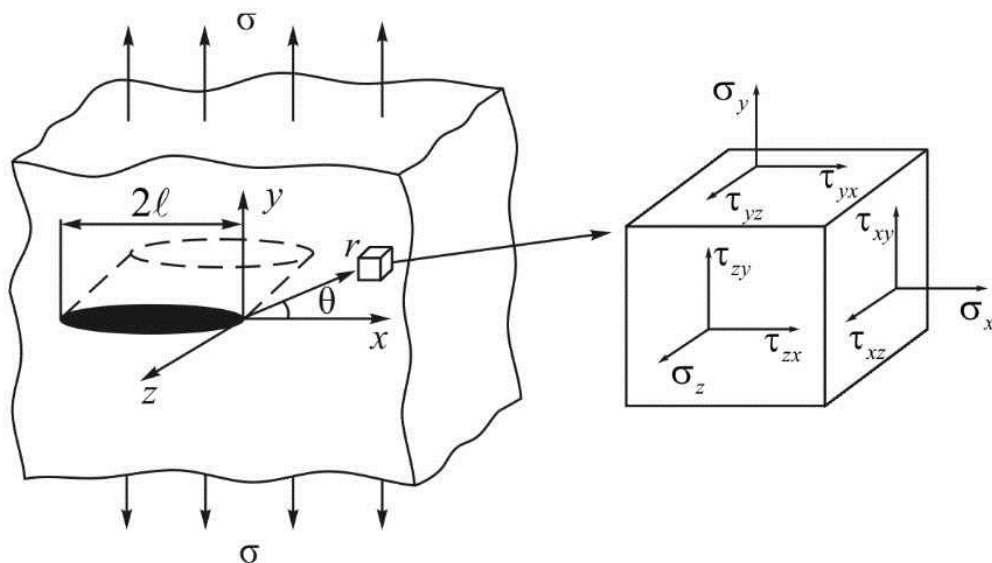


Рис. 2.18. Трещина I типа и компоненты тензора напряжений в данной точке перед ее вершиной

Рассмотрим пластину бесконечной ширины (рис. 2.18), содержащую трещину I типа (трещина нормального отрыва) длиной  $2\ell$ , находящуюся под действием напряжения  $\sigma$ . Компоненты тензора напряжения и перемещения ( $u$ ,  $v$ ,  $w$ ) по направлениям  $x$ ,  $y$ ,  $z$  определяются следующим образом:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right), \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right), \\ \sigma_z &= \nu (\sigma_x + \sigma_y), \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}, \\ \tau_{xz} &= \tau_{yz} = 0. \end{aligned} \right\} \quad (2.20)$$

Для трещин II и III типа получаются аналогичные по форме уравнения, в которых вместо  $K_I$  фигурируют соответственно коэффициенты  $K_{II}$  и  $K_{III}$ . Уравнения (2.20) записаны для ПДС.

Анализируя эти зависимости для напряжений перед фронтом трещины, видим, что их структура сходна и они могут быть записаны в общем виде

$$\sigma = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f(\theta). \quad (2.21)$$

Если рассмотрим ситуацию, когда  $\theta = 0$ , то радиус-вектор  $r$  совпадает с осью  $x$  (см. рис. 2.18), и в этом случае напряжение  $\sigma_y$  в уравнениях (2.20) примет вид

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi x}}. \quad (2.22)$$

Необходимо отметить следующее очень важное обстоятельство – правая часть равенства (2.21) представляет только первый (сингулярный) член разложенного в ряд Тейлора многочлена:

$$\sigma = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f(\theta) + \sum_{\Sigma=A}^{\infty}. \quad (2.23)$$

В случаях, когда  $r$  достаточно мало, отдельные члены суммы  $A$  становятся пренебрежимо малы и могут быть отброшены. Тогда (2.23) трансформируется в уравнения (2.21) и (2.22). Следовательно, эти зависимости дают точные решения, когда  $r$  стремится к нулю. Эти формулы в литературе называют еще асимптотическими, поскольку при  $r \rightarrow 0$  получаем  $\sigma \rightarrow \infty$ , т.е. ось ординат играет роль асимптоты.

На рис. 2.19 показано распределение напряжений перед фронтом трещины [8]. Обозначены три характерные зоны. Из (2.22) видно, что при  $x = 0$  напряжение  $\sigma$  и его градиент изменения становятся бесконечно велики, что физически не оправдано. Ясно, что непосредственно перед фронтом трещины образуется область (зона I), в которой действующее напряжение  $\sigma_y^I$ , хотя и значительно, но имеет некоторые конечные значения.

В этой зоне протекают значительные пластические деформации, и в конечном счете в ней подготавливается и реализуется развитие трещины. Точное определение  $\sigma_y^I$  практически невозможно, а большие пластические деформации, при которых, естественно, не соблюдается

закон Гука, не позволяют использовать аппарат линейной механики. По этой причине, когда используют асимптотические формулы, необходимо исключить из рассмотрения эту пластическую зону I, находящуюся непосредственно перед кончиком трещины. Соседняя, заштрихованная зона II, где деформации малы и соблюдается закон Гука, может рассматриваться как область линейной механики. Напряжение  $\sigma_y^{\text{II}}$  уже может быть определено с помощью асимптотических формул, но для этого необходимо, чтобы расстояние  $x$  от конца трещины было достаточно мало, чтобы иметь право в выражении (2.23) пренебречь суммой  $A$  и работать в рамках формулы (2.22). Это, естественно требует, чтобы пластическая зона I была мала, что означает, что разрушение должно быть хрупким. Принято, что асимптотические формулы могут быть использованы в зоне II до размера пластической зоны I, равного 20 % от длины трещины  $\ell$ . Следующая зона III является областью, в которой действуют номинальные (брутто) напряжения, т.е.  $\sigma_y^{\text{III}} = \sigma$ .

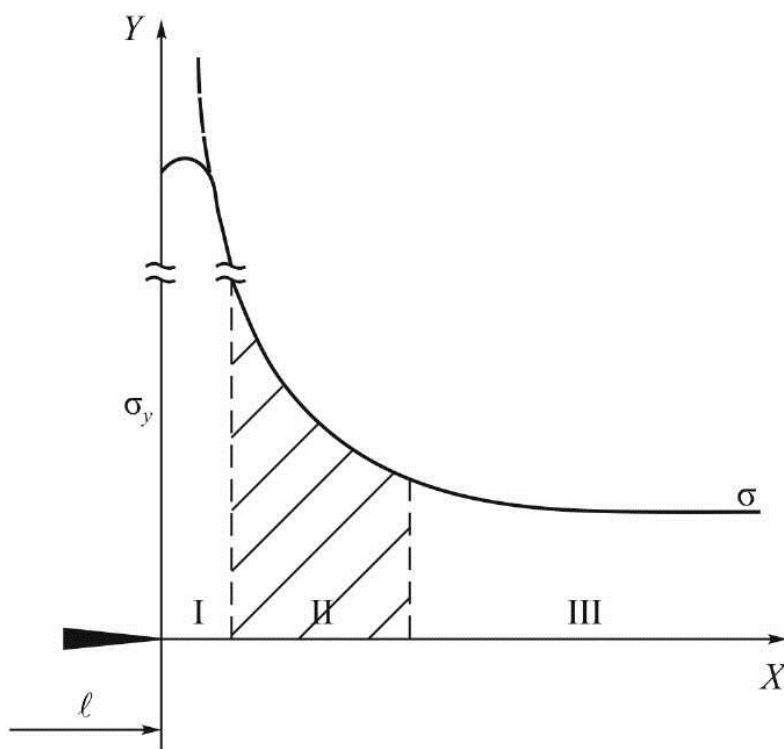


Рис. 2.19. Характерные зоны перед вершиной трещины

Коэффициент интенсивности напряжений  $K$  является функцией приложенного номинального напряжения  $\sigma$ , геометрии трещины, формы и размеров тела и не зависит от координат точки в зоне перед фрон-

том трещины, т.е. для всей зоны II напряжения  $\sigma_y^{\text{II}}$  определяются одним и тем же значением  $K$ , которые для трещины длиной  $2\ell$  в пластине бесконечных размеров определяется по формуле [9]:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi\ell}. \quad (2.24)$$

На рис. 2.20 представлены две зависимости, показывающие изменение напряжений перед фронтом трещины, аналогичные графику на рис. 2.19. Случай, когда номинальные напряжения  $\sigma = \sigma_y^{\text{III}}$ , которые действуют на пластину, еще низки и недостаточны, чтобы вызвать развитие трещины в зоне I, показан на кривой  $M$ . В этом случае в зоне II действует коэффициент  $(K_I)_M$ . Ситуация, при которой напряжение  $\sigma$  увеличивается настолько, чтобы вызвать самопроизвольный рост трещины, т.е. чтобы наступило критическое состояние, показан на кривой  $N$ . Соответствующее значение коэффициента интенсивности напряжений, который действует в зоне II,  $(K_I)_N = K_{\text{IC}}$ . В данном случае можем записать

$$K = K_{\text{IC}}.$$

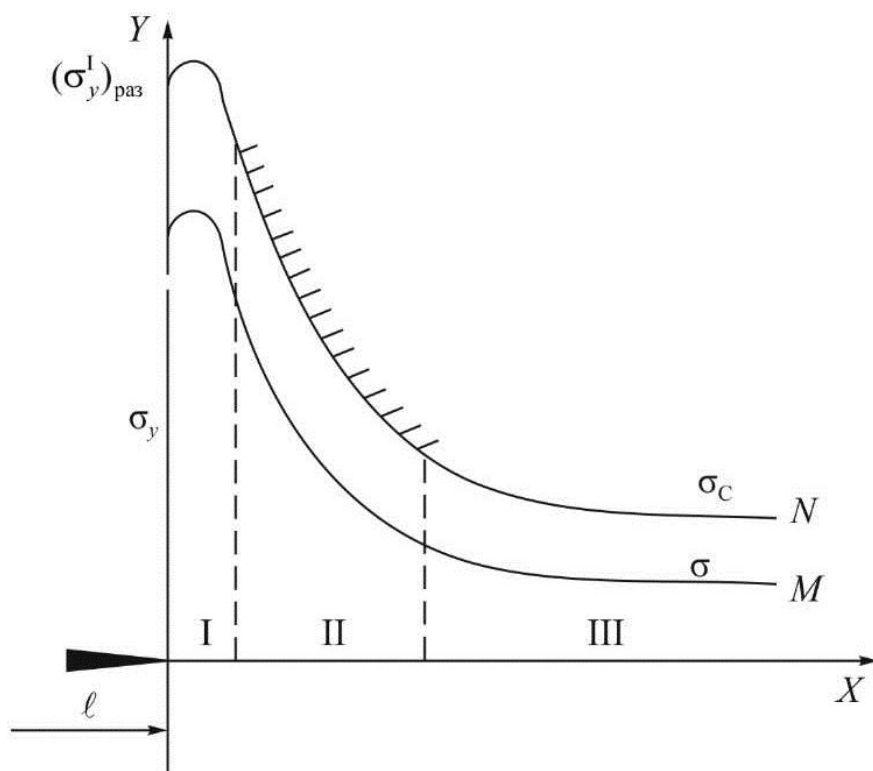


Рис. 2.20. Изменение напряжений перед фронтом трещины для различных значений номинального напряжения  $\sigma$

Коэффициент  $K_{IC}$  называется *критическим коэффициентом интенсивности напряжений* и является силовым критерием механики разрушения при плоскодеформированном состоянии. Он является одной из фундаментальных механических характеристик материала.

При наступлении критического состояния выражение (2.24) примет вид

$$K_{IC} = \sigma_c \sqrt{\pi \ell_c}.$$

В случае плосконапряженного состояния силовой критерий разрушения запишется как

$$K = K_c.$$

Следовательно, если мы знаем  $K_{IC}$ , то можем для данной трещины  $\ell_c$  определить критическое (номинальное) напряжение  $\sigma_c$ , при котором начнется развитие трещины, не интересуясь действительными напряжениями непосредственно перед фронтом трещины  $\sigma'_{уразр}$ , при достижении которых начнется разрушение материала. И наоборот, зная номинальные напряжения  $\sigma_y^{III} = \sigma$ , через  $K_{IC}$  можно определить критический размер трещины  $\ell = \ell_c$ , для которого номинальные напряжения являются критическими:  $\sigma_y^{III} = \sigma_c$ .

С физической точки зрения коэффициент  $K$  контролирует изменение (или интенсивность) нарастания напряжений перед фронтом трещины.

Ирвин доказал важное обстоятельство [6], что в линейной механике разрушения энергетический подход эквивалентен силовому, что выражается соответствующими зависимостями для плосконапряженного (2.25) и плоскодеформированного (2.26) состояния:

$$G_c = \frac{K_c^2}{E}, \quad (2.25)$$

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2 (1 - \nu^2)}{E}. \quad (2.26)$$

Для пластины бесконечной ширины (рис. 2.21), содержащей трещину длиной  $2\ell$  и нагруженной равномерно распределенными напряжениями, действующими перпендикулярно плоскости трещины (трещина I типа), коэффициент интенсивности напряжений  $K$  вычисляется по формуле (2.24).

На практике нас интересуют случаи, которые относятся к пластинам конечных размеров, а также различным видам лабораторных образцов. Для этой цели (см. рис. 2.21) из бесконечного образца по линиям  $AB$  и  $CD$  вырежем один новый идеализированный образец с конечными размерами (ширина  $b$ ).

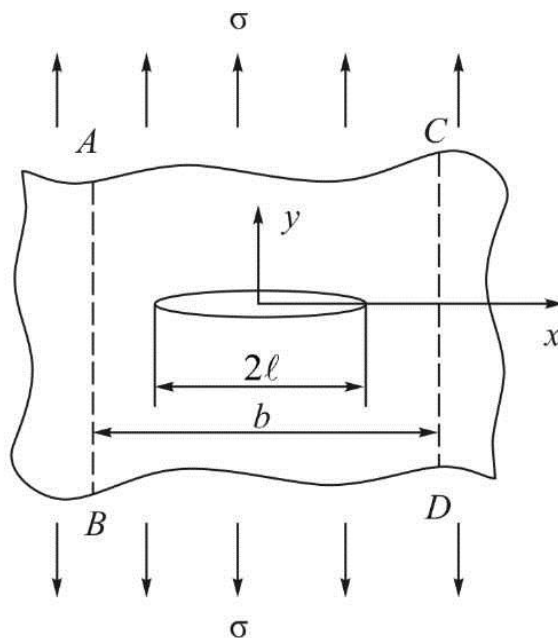


Рис. 2.21. Трещина I типа в пластине бесконечных размеров

Разница в напряженном состоянии между образцами бесконечных и конечных размеров по отношению к коэффициенту  $K$  компенсируется введением специальной *тарировочной функции*  $Y = f\left(\frac{\ell}{b}\right)$ , зависящей от соотношения между длиной трещины  $\ell$  и шириной образца  $b$ . Эта зависимость часто называется *K-тарировкой* или *корректирующей функцией*. Учитывая эти обстоятельства, зависимость (2.24), относящаяся к образцу бесконечных размеров, для образца конечных размеров трансформируется в выражение

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi \ell} Y \left( \frac{\ell}{b} \right).$$

## 2.6. Пластическая зона перед фронтом трещины

Перед фронтом трещины при достижении предела текучести  $\sigma_{0,2}$  образуется пластическая зона (рис. 2.22) с радиусом  $r_p^*$  и диаметром



$r_p = 2r_p^*$ . Сечение этой зоны обычно представляют в виде окружности, радиус которой Ирвин предложил определять по формуле

$$r_p^* = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{0,2}} \right)^2.$$

Если сравним пластические зоны при плоскодеформированном или плосконапряженном состоянии, то, естественно, первая зона меньше. При плоскодеформированном состоянии возможности пластической деформации металла в большей степени ограничен и эффективный предел текучести в этом случае может достигнуть  $3\sigma_{0,2}$ . На рис. 2.23 показаны характер распределения напряжений и размер зон пластической деформации для случаев плосконапряженного (рис. 2.23, а) и плоскодеформированного (рис. 2.23, б) состояния.

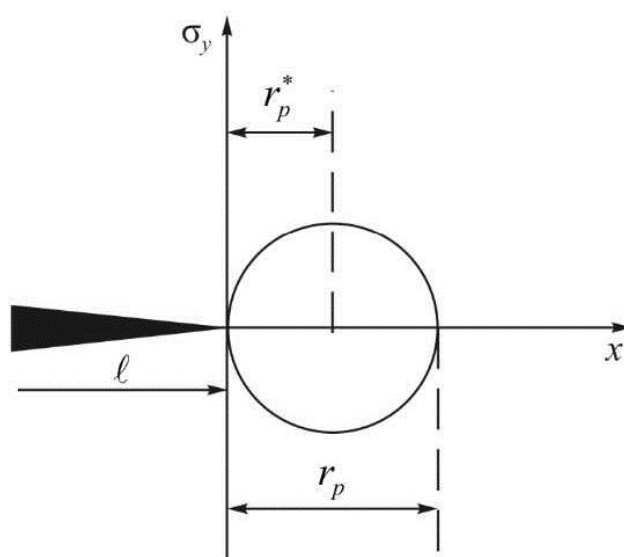


Рис. 2.22. Пластическая зона перед фронтом трещины

Показанное на рис. 2.22 поперечное сечение пластической зоны в виде окружности является достаточно условным. В действительности контур этой зоны гораздо сложнее. Уточненная форма пластической зоны, определенная на основании критерия текучести Мизеса, представлена на рис. 2.24. Предложены и другие способы определения формы пластической зоны, однако экспериментальные исследования показывают, что ни одно из имеющихся аналитических решений не описывает форму пластической зоны достаточно точно.

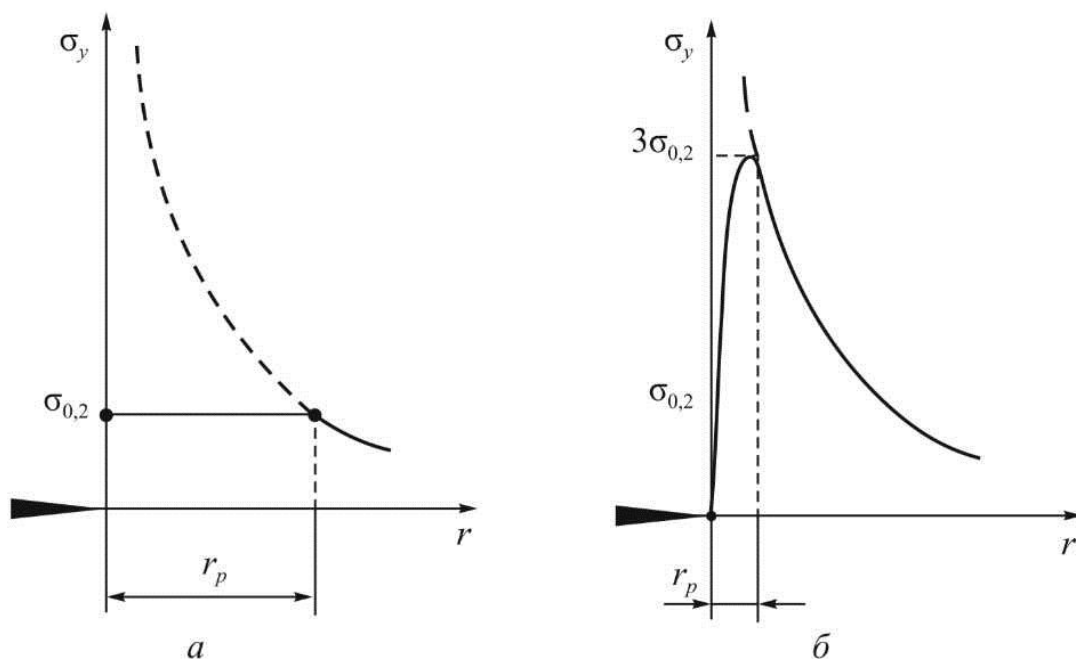


Рис. 2.23. Формирование размера пластической зоны при плосконапряженном (а) и плоскодеформированном (б) состоянии

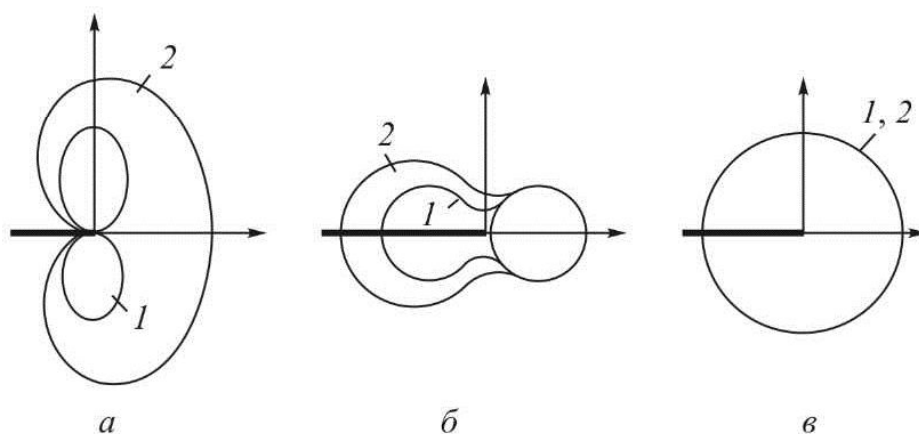


Рис. 2.24. Действительная форма пластической зоны I (а), II (б) и III (в) типов при плоскодеформированном (1) и плосконапряженном (2) состоянии

Объемное представление о пластично-деформированной зоне в одной толстой пластине в соответствии с контуром, показанным на рис. 2.24, а, представлено на рис. 2.25. Плавный переход от плосконапряженного состояния на поверхности плоской пластины к плоскодеформированному состоянию внутри нее дал основание, чтобы эта характерная зона была названа «собачья кость». Для того чтобы было гарантировано достоверное определение  $K_{IC}$ , необходимо, чтобы размер внутренней части пластической зоны, где достигается плоскоде-

формированное состояние (максимальное стеснение пластической деформации), был с преобладанием длины по сравнению с внешней зоной, находящейся в плосконапряженном состоянии и заканчивающейся на поверхности образца.

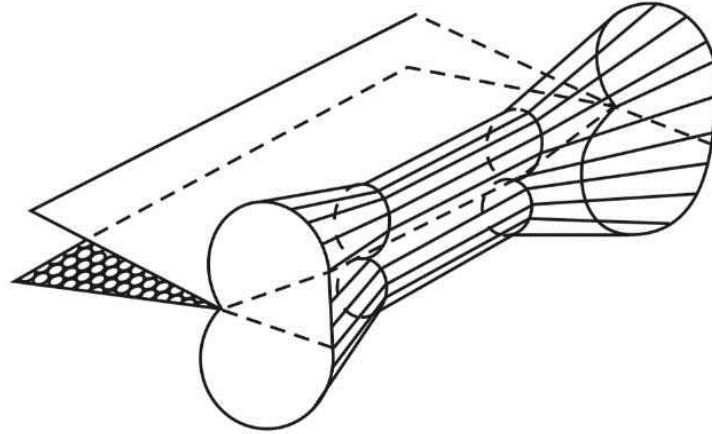


Рис. 2.25. Пластическая зона перед фронтом трещины

На рис. 2.26, *а* схематически показан этот случай. Ясно, что чем толще образец, тем напряженное и деформированное состояния ближе к плоской деформации.

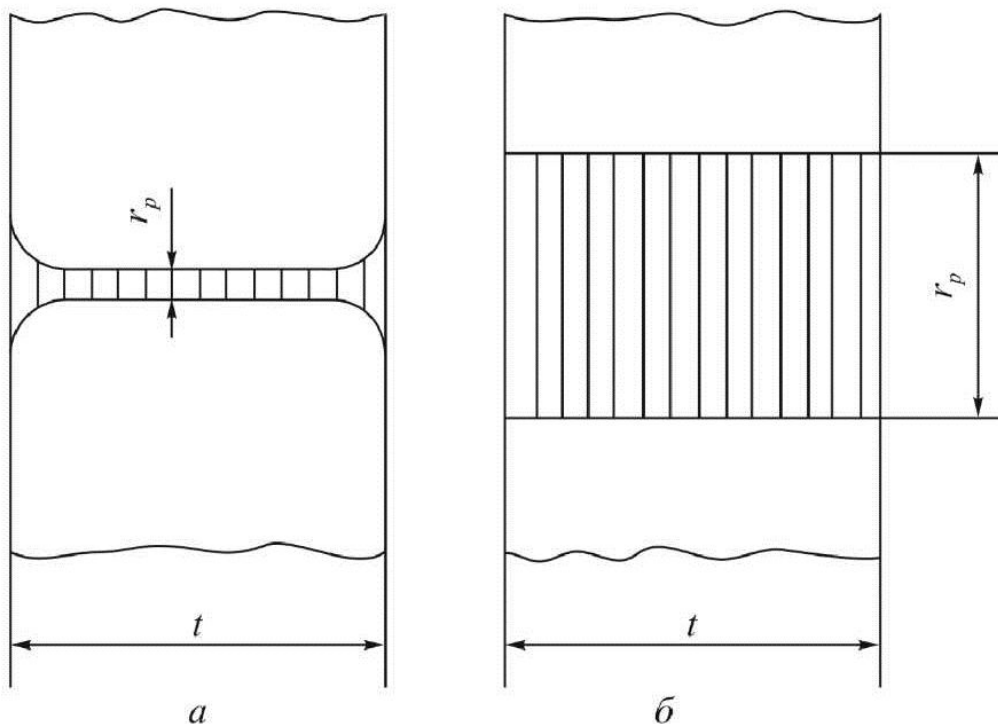


Рис. 2.26. Пластическая зона в условиях плоскодеформированного (*а*) и плосконапряженного (*б*) состояния

Ориентировочный расчет показывает, что для того, чтобы достигнуть ПДС, необходимо, чтобы соблюдалось условие  $t = 2,5r_p$ . Когда внешняя часть пластической зоны займет практически всю область, т.е. когда отношение  $r_p/t \approx 1$ , то перед фронтом трещины реализуется плосконапряженное состояние (рис. 2.26, б).

Из рис. 2.26, а становится ясно, что после того как с увеличением толщины образца будет достигнуто плоскодеформированное состояние, дальнейшее увеличение толщины дополнительно не уменьшит размера пластической зоны, поскольку уже достигнуто максимальное стеснение пластической деформации при данных прочностных и пластических свойствах конкретного материала. Именно по этой причине после того, как сечение образца достигнет необходимой толщины, величины  $G_{IC}$  и  $K_{IC}$  становятся фундаментальными характеристиками материала.

В зависимости от степени стеснения пластической деформации можно получить различные конфигурации пластической области перед кончиком трещины [10]. Если пластина достаточно тонкая и в ней реализуется плосконапряженное состояние, то максимальные тангенциальные напряжения  $\tau_{max}$  действуют в плоскостях, наклоненных на  $45^\circ$  по отношению к фронту трещины (рис. 2.27, а). В этих плоскостях развивается интенсивная пластическая деформация, создающая пластическую зону в форме полуэллипса (рис. 2.28, б). Излом, который возникает при разрушении образца, перпендикулярен действующим растягивающим силам (рис. 2.28, в). Ясно, что характер напряженно-деформированного состояния, которое создается перед фронтом трещины, зависит от толщины образца (пластины)  $t$ .

На рис. 2.29 схематически показана зависимость критического значения коэффициента интенсивности напряжений  $K_C$  от толщины образца  $t$  и параллельно показана геометрия изломов, которые при этом получаются. При толщине образца  $t > t'$  реализуется плоскодеформированное состояние  $K_C = \text{const} = K_{IC}$ , а излом плоский. При  $t'' < t < t'$ , с уменьшением толщины, значения  $K_C$  постепенно увеличиваются, увеличивается и доля наклонного излома, соответственно уменьшается площадь плоского излома, и при толщине  $t = t''$  излом целиком становится наклонным, при этом  $K_C = K_{Cmax}$ . При  $t < t''$  может наблюдаться

уменьшение  $K_C$ , как это показано на рис. 2.29. Малое сопротивление распространению трещины в этом случае объясняется наступлением так называемого «преждевременного среза» [10], что означает, что материал разрушается в условиях сильно развитой пластической деформации, при которой не реализуются его потенциальные прочностные свойства.

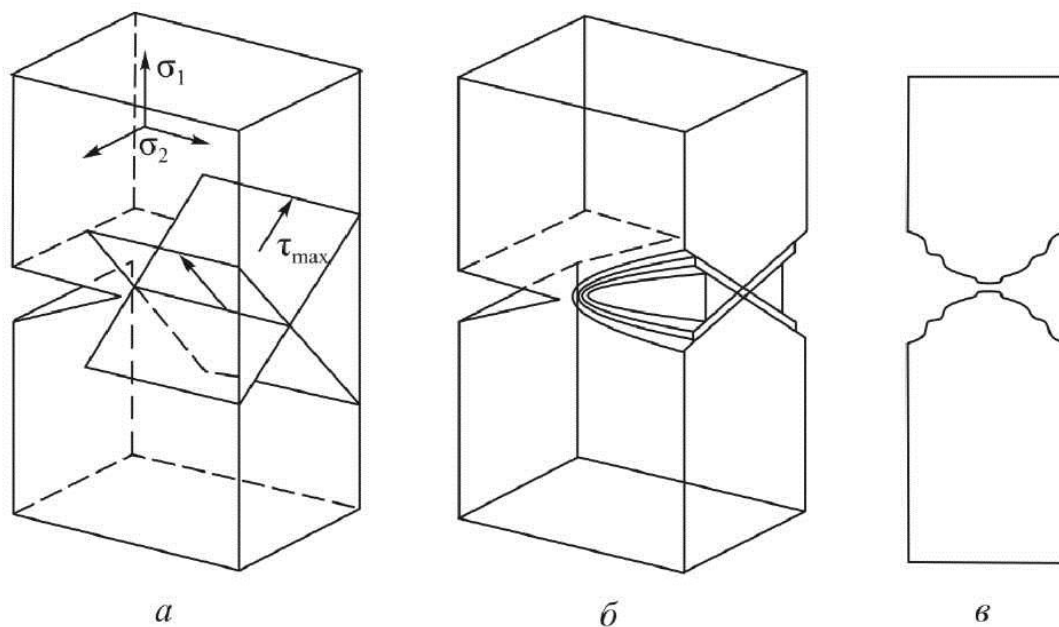


Рис. 2.27. Действие напряжений (*а*), пластической деформации (*б*) и вида излома (*в*) при плосконапряженном состоянии

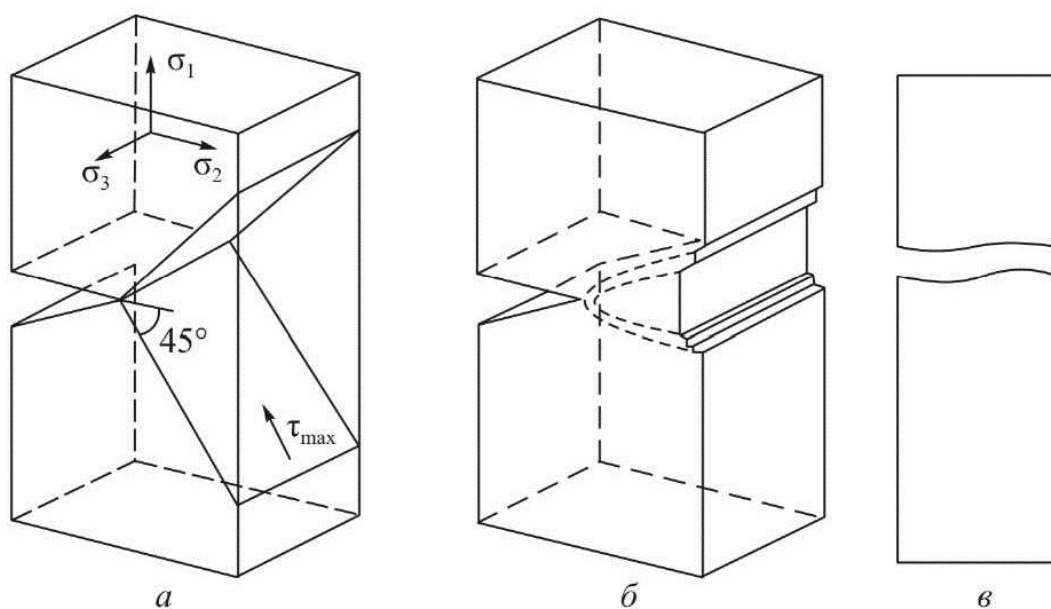


Рис. 2.28. Действие напряжений (*а*), пластической деформации (*б*) и вида излома (*в*) при плоскодеформированном состоянии

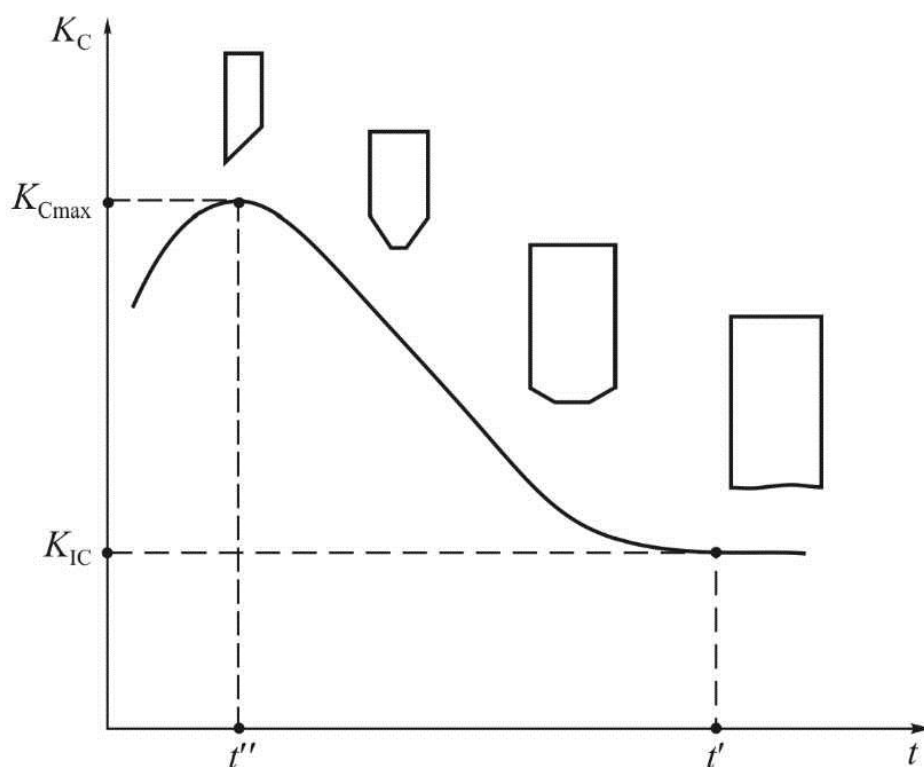


Рис. 2.29. Влияние толщины образца на критические значения коэффициента интенсивности напряжений

## 2.7. Трещиностойкость металлических материалов в условиях упругопластической механики разрушения

Когда перед фронтом трещины развиваются значительные пластические деформации, зависимости для определения трещиностойкости в рамках упругой механики разрушения использоваться не могут. В этом случае для определения трещиностойкости используются принципы упругопластической механики разрушения. В лабораторной практике для этой цели чаще всего используются следующие методики: определение критического раскрытия трещины  $\delta_C$  [11, 12], определение критического значения инвариантного интеграла ( $J$ -интеграла) [13] и определение предела трещиностойкости ( $I_C$ ). Мы используем определение предела трещиностойкости  $I_C$ . Эта характеристика относительно новая, по этой причине остановимся подробнее на смысле, заложенном в ней, и на методах ее определения.

Концепция предела трещиностойкости  $I_C$  предложена Е.М. Морозовым [19–22]. В сущности эта характеристика является аналогом прочности материала  $\sigma_B$ , но определенного на образце с трещиной. Она ус-

пешно используется для определения и ранжирования трещиностойкости металлических материалов [23–26].

Напомним, что при определении прочности материала не принимается во внимание наличие предшествующих и сопутствующих разрушению больших пластических деформаций. Прочность на растяжение не учитывает наличие пластических деформаций в образце в момент, когда достигается  $P_{\max}$ , и мы не интересуемся этой деформацией при записи критериального уравнения вида

$$\sigma \leq \sigma_b.$$

Совершенно аналогичен подход при определении предела трещиностойкости  $I_C$ . Точно так же на основании значений  $P_{\max}$  для данной длины трещины  $\ell$  определяется коэффициент интенсивности напряжений, без учета сопутствующей пластической деформации в момент достижения  $P_{\max}$ . Полученным таким образом значениям коэффициента интенсивности напряжений  $K$  присвоено название *предел трещиностойкости*  $I_C$ . В этом случае критическое условие запишется как

$$K \leq I_C. \quad (2.27)$$

Процедура (2.27) аналогична, как мы уже отметили, случаю, когда напряжению, определенному по  $P_{\max}$ , присваивается название «прочность» или «временное сопротивление материала»  $\sigma_b$ . Эта аналогия хорошо проиллюстрирована на рис. 2.30.

В случае упругого разрушения с помощью  $P_{\max}$  определяется как предел прочности  $\sigma_b$ , так и предел трещиностойкости  $I_C = K_{IC}$ . При реализации упругопластического разрушения с помощью  $P_{\max}$ , естественно, определяется  $\sigma_b$ , но в этом случае  $I_C > K_{IC}$ . Если идет разговор об определенной длине трещины, то  $I_C$  будет конкретным числом. В этом смысле величина предела трещиностойкости  $I_C$  всегда должна сопровождаться определенной длиной трещины, при которой он определен. В связи с этим предел трещиностойкости  $I_C$  может быть представлен в виде функции от длины трещины:

$$I_C = I_C(\ell).$$

Ясно, что в случае хрупкого разрушения  $I_C$  станет равно  $K_{IC}$ , так как пластическая деформация перед фронтом трещины будет пренебрежимо мала и замещение  $P_{\max}$  в формуле для  $K$  даст значения  $I_C = K_{IC}$ . Получается, что  $K_{IC}$  является частным значением  $I_C$ , но в то время как  $K_{IC}$  явля-

ется фундаментальной, постоянной характеристикой материала, то  $I_C$  – текущая характеристика, справедливая для всевозможных размеров и форм пластической зоны.

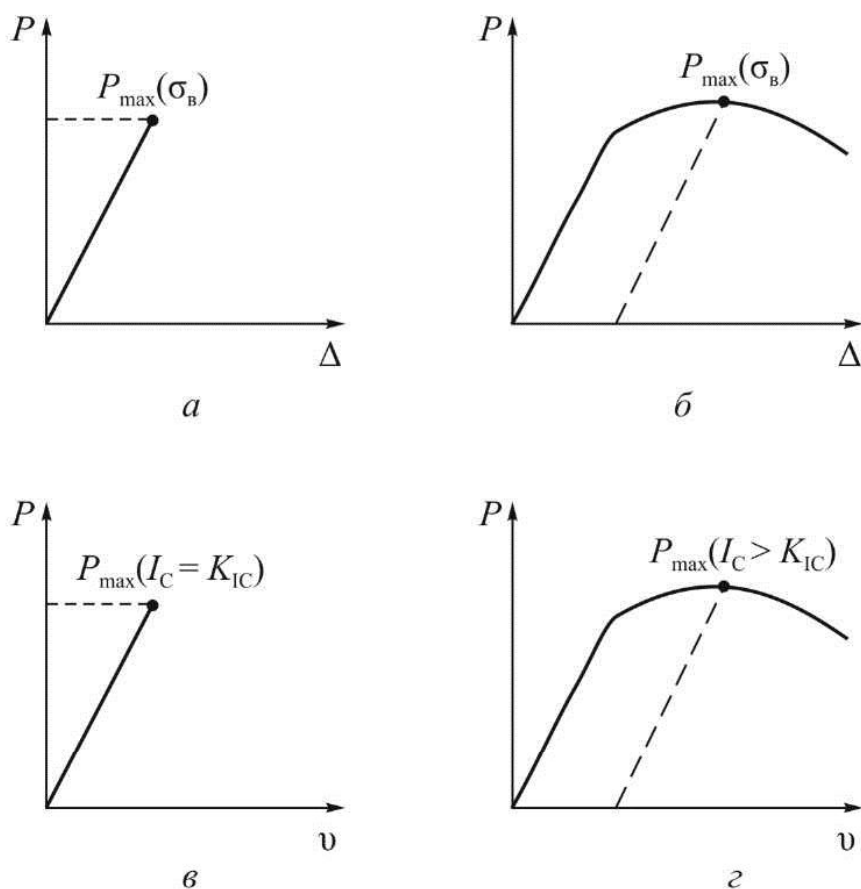


Рис. 2.30. Кривые деформации при определении прочности материала  $\sigma_B$  и предела трещиностойкости  $I_C$ :

*a* – упругое разрушение без трещины; *б* – упругопластическое разрушение без трещины; *в* – упругое разрушение с трещиной; *г* – упругопластическое разрушение с трещиной

С помощью  $I_C$  может быть охарактеризовано любое разрушение, от хрупкого до вязкого, для любой трещины, включая самые маленькие. В этом смысле расчеты через  $I_C$  универсальны и справедливы для всех видов разрушения и не сопровождаются никакими дополнительными условиями, связанными с ограничением пластической деформации перед фронтом трещины. При сравнительном определении трещиностойкости металлов необходимо испытывать образцы одного и того же типа с одинаковыми размерами и одинаковой длиной трещины. В этом случае рекомендуется работать с трещиной длиной  $\ell = 0,5b$  (область, в которой  $I_C$  изменяется слабо).



## 2.8. Определение трещиностойкости металлов при статическом нагружении

### 2.8.1. Определение критических значений коэффициента интенсивности напряжений $K_{IC}$

Во всех развитых странах определение  $K_{IC}$  стандартизовано и практически одинаково. При проведении исследований мы руководствовались рекомендациями, имеющимися в ГОСТе [27].

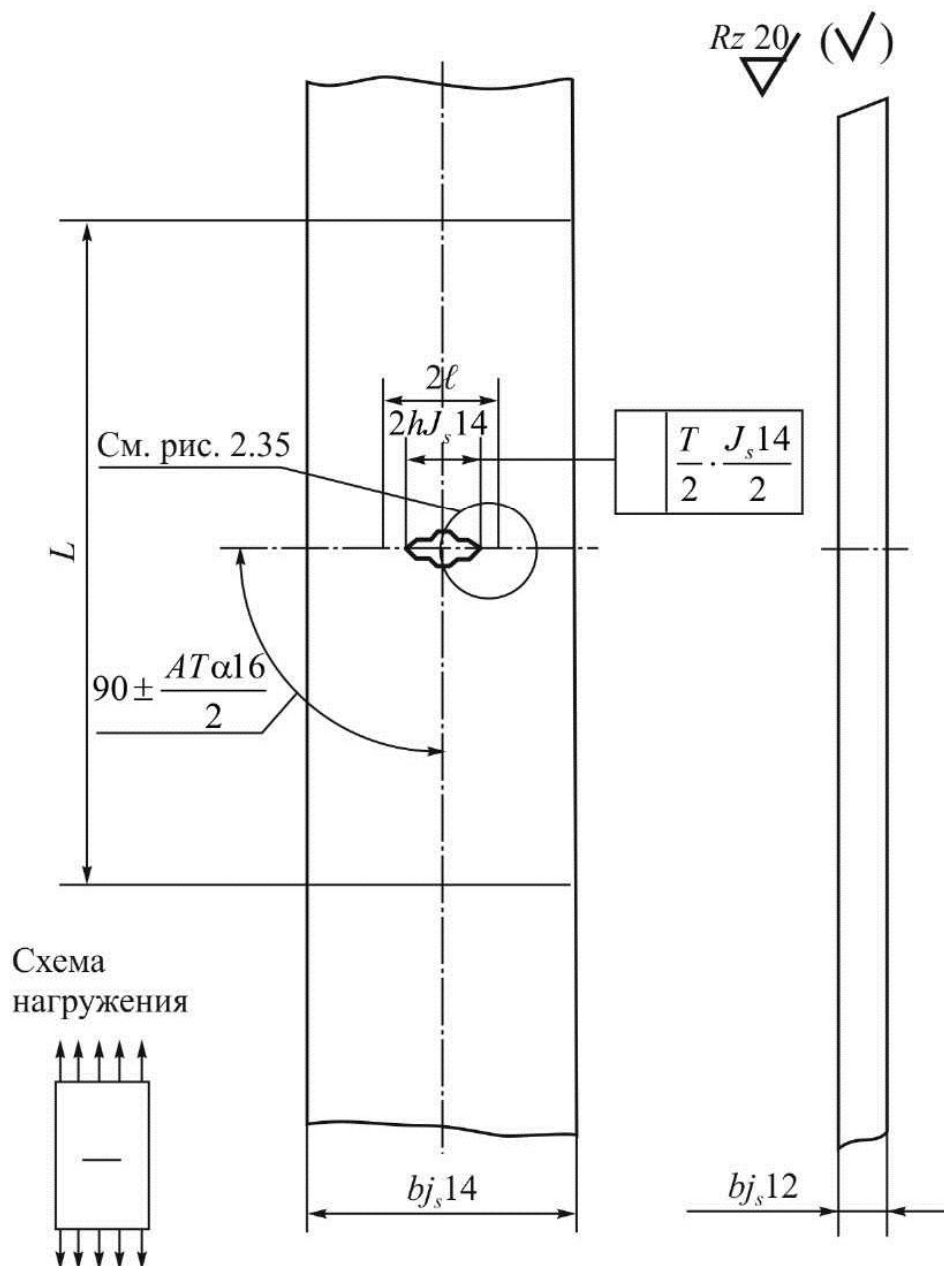


Рис. 2.31. Образец типа 1:  $L$  – расстояние между центрами отверстий для крепления образца в захватах машины,  $b \geq 8t$ ,  $2h \approx (0,25 \dots 0,35)b$ ,  $L \geq 2b$ ,  $2l \approx (0,3 \dots 0,5)b$

Предлагается четыре типа образцов (рис. 2.31–2.34). Особое внимание уделяется нанесению надрезов и трещин в образцах (рис. 2.35). Изготовление образцов, метод испытания и проведение расчетов осуществляются в соответствии с указаниями стандарта.

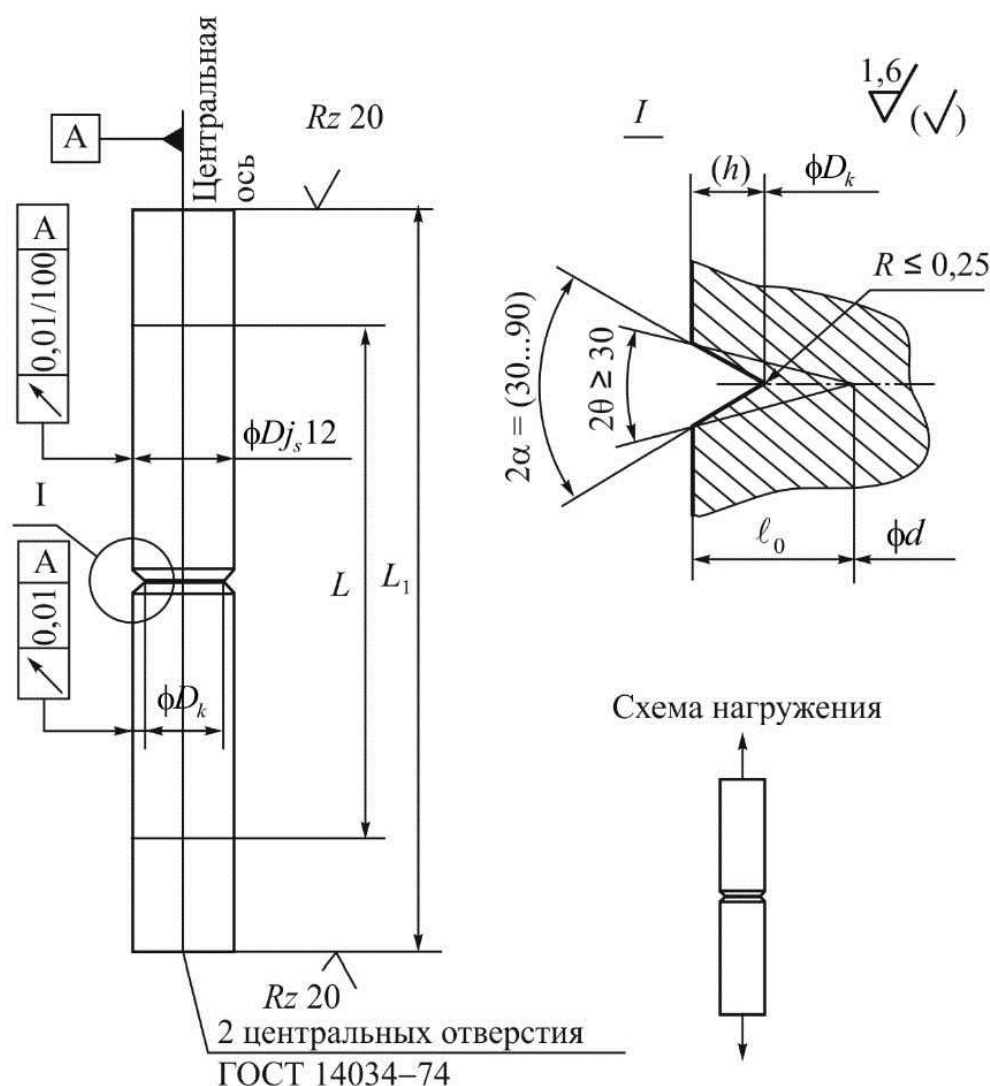


Рис. 2.32. Образец типа 2:  $L$  – расстояние между центрами отверстий для крепления образца в захватах машины,  $L = 5D$ ,  $d = (0,6...0,7)D$ ,  $L_1 \geq 7D$ ,  $l_0 = 0,5(D...d) \geq h + 1,5$  мм,  $l_0 \geq 3,7 \operatorname{tg} \alpha$ ,  $D_k = D - 2h \approx (0,65...0,85)D$

### 2.8.2. Определение предела трещиностойкости $I_C$

В соответствии с методическими рекомендациями [28] для определения  $I_C$  рекомендуют три типа образцов – тип 1 (рис. 2.31), тип 4 (рис. 2.34) и тип 5 (рис. 2.36). Этот выбор образцов сделан с учетом определения  $I_C$  в широком диапазоне изменений длины трещины ( $\ell/b$ ), так, как это показано на рис. 2.37. Это является причиной переформатирования [28] соответствующих формул из ГОСТа [27]. Допускается определение  $I_C$  и на других типах образцов.

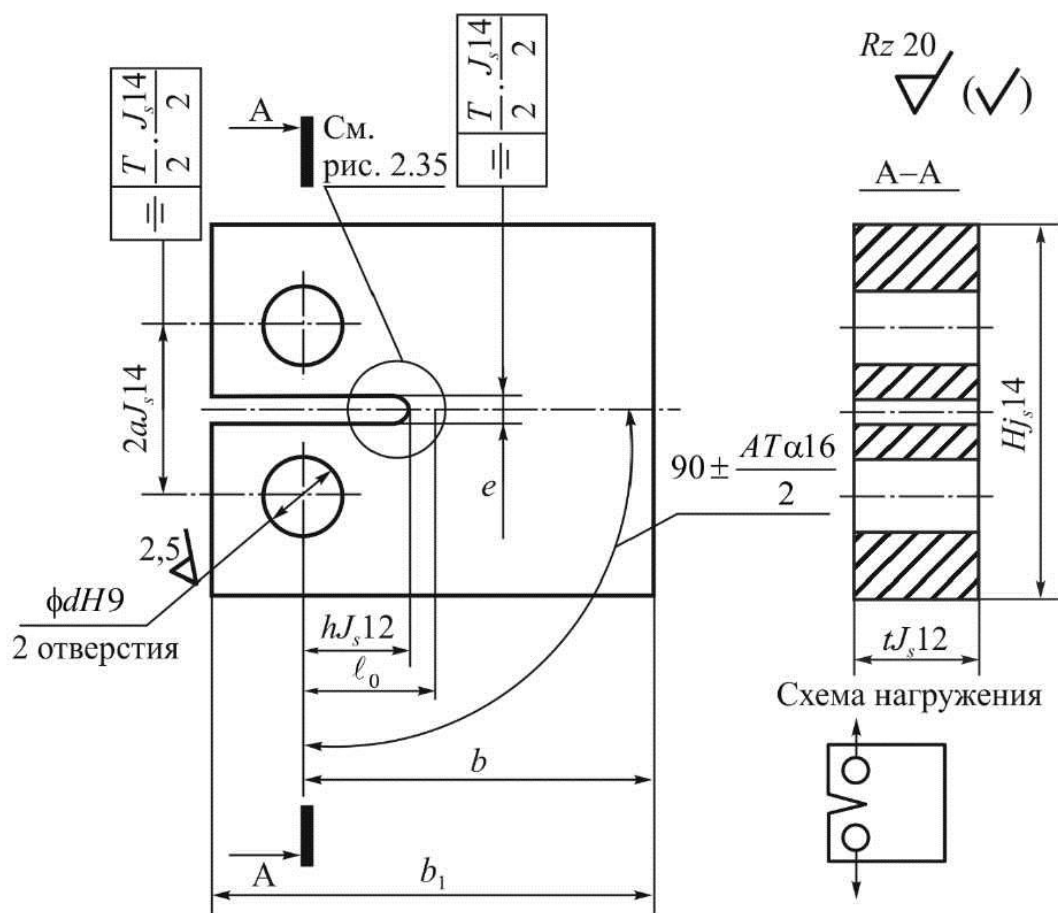


Рис. 2.33. Образец типа 3:  $b \geq 2t$ ,  $h_1 = 1,25b$ ,  $H = 1,2b$ ,  $2a = 0,55b$ ,  $d = 0,25b$ ,  $\ell_0 = (0,45-0,55)b$ ,  $e \leq 0,06b$ ,  $h \approx (0,35-0,50)b$



Рис. 2.34. Образец типа 4:  $L$  – расстояние между опорами,  $L = 4b$ ,  $b = 2t$ ,  $\ell_0 = (0,45-0,55)b$ ,  $h = (0,35-0,50)b$

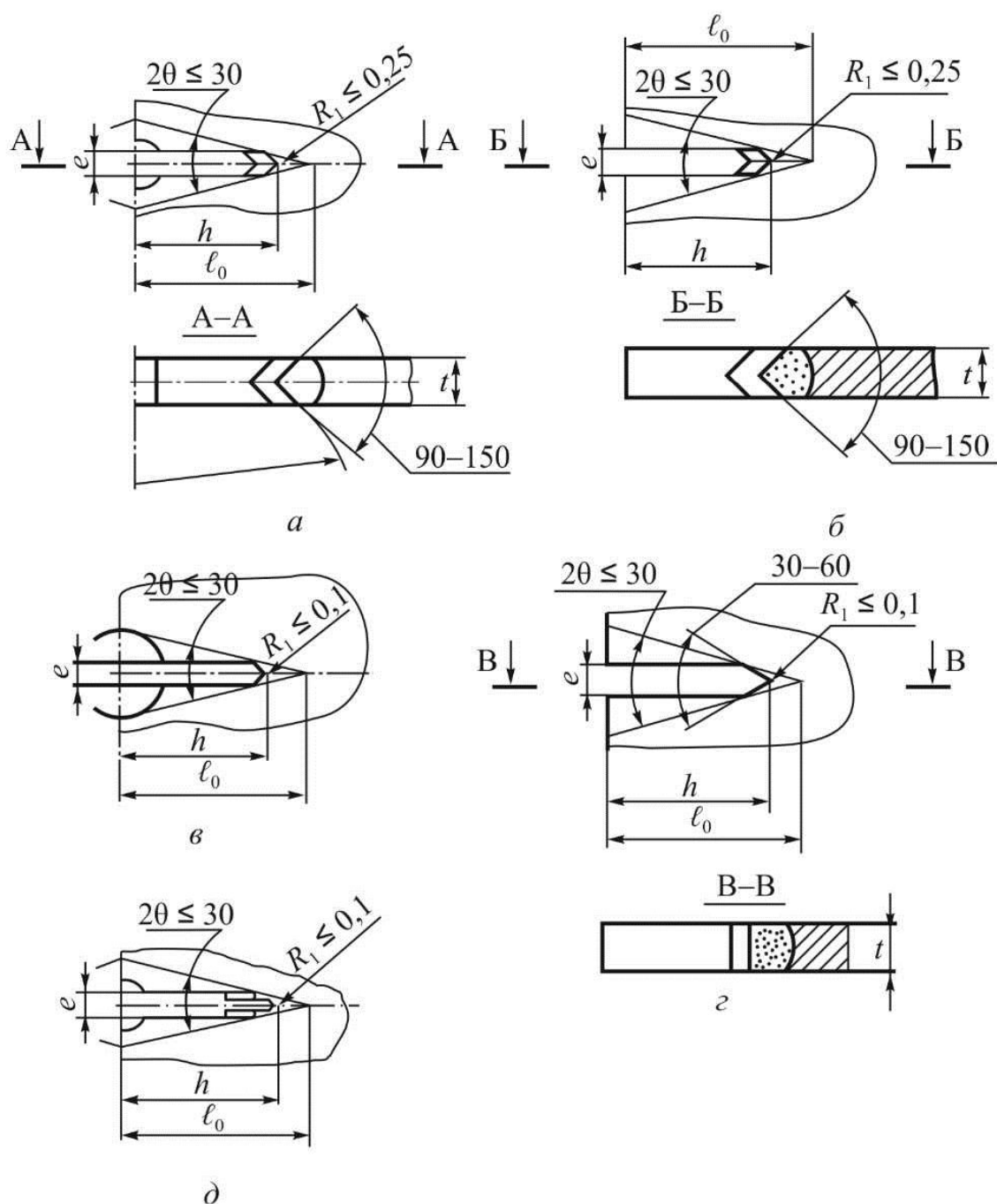


Рис. 2.35. Схема надреза для различных типов образцов:  
 а, б – вариант 1; в, г – вариант 2; д – вариант 3;  $\ell_0 - h > 1,5$  мм

Не будем подробно останавливаться (см. подразд. 2.7) на проведении испытаний и подсчета  $I_C$ . Эти вопросы рассмотрены в методических указаниях [28], а также в [29]. На рис. 2.37 в виде примера пред ставлены значения  $I_C$ , определенные на различных типах образцов с одинаковой толщиной ( $t = 10$  мм) и различной шириной  $b$ , изготовленных из стали 06Г2АФ. Исследования проведены для значений  $\ell/b = 0,1 \dots 0,7$  и температуры испытания  $+20$  °С и  $-40$  °С [29].

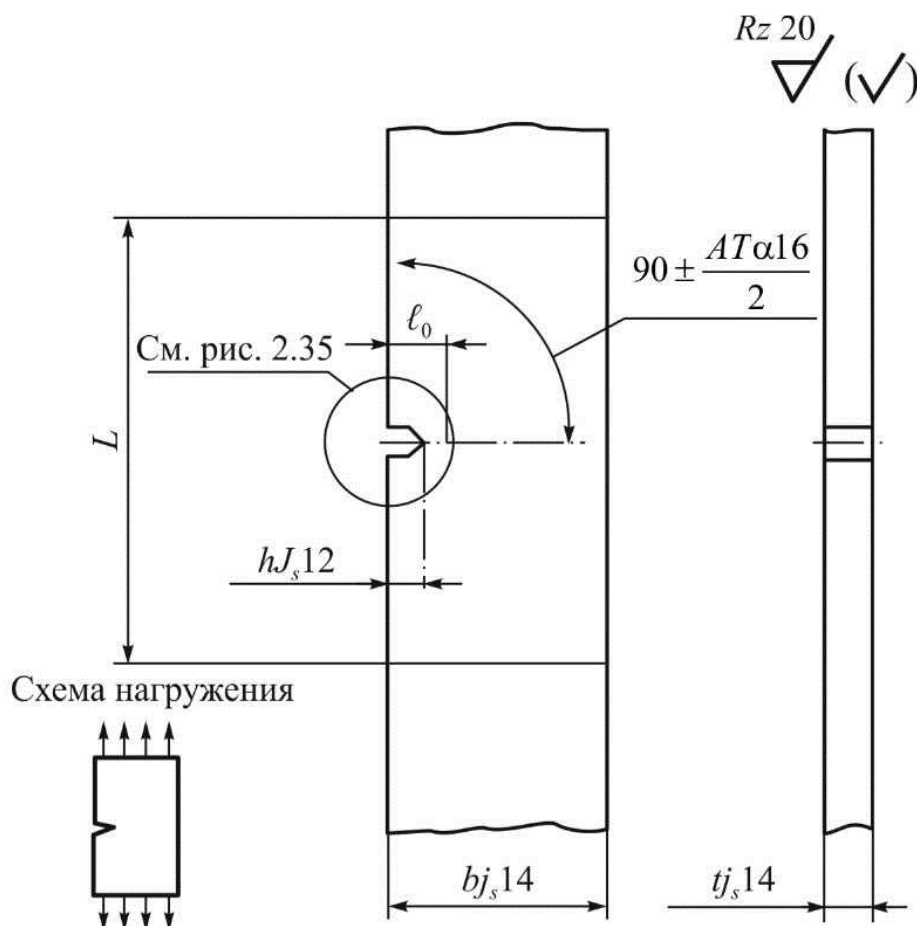


Рис. 2.36. Образец типа 5 для определения характеристик трещиностойкости:  
 $L$  – расстояние между захватами машины,  $L \geq 3b$ ,  $b > 5t$ ,  $h = 0,1b$

### 2.8.3. Диаграмма предельной трещиностойкости

При анализе возможностей использования данной стали или типа сталей для создания конструкций, которые работают при определенных эксплуатационных условиях, целесообразно иметь единую связь между характеристиками трещиностойкости и пределом текучести материала для всех случаев разрушения, как вязких, так и хрупких. Другими словами, для оценки трещиностойкости необходимо использовать такую характеристику вязкого разрушения, которая при выполнении условий реализации хрупкого разрушения автоматически превращается в  $K_{IC}$ . Этим условиям, как мы видели, полностью отвечает предел трещиностойкости  $I_C$ .

На рис. 2.38 представлена диаграмма, на которой каждому значению предела текучести конкретного материала  $\sigma_{0,2}$  поставлены в соответствие значения предела трещиностойкости  $I_C$ . Такая диаграмма, построенная в координатах  $\sigma_{0,2} - I_C$ , названа диаграммой предельной трещиностойкости [30, 31].

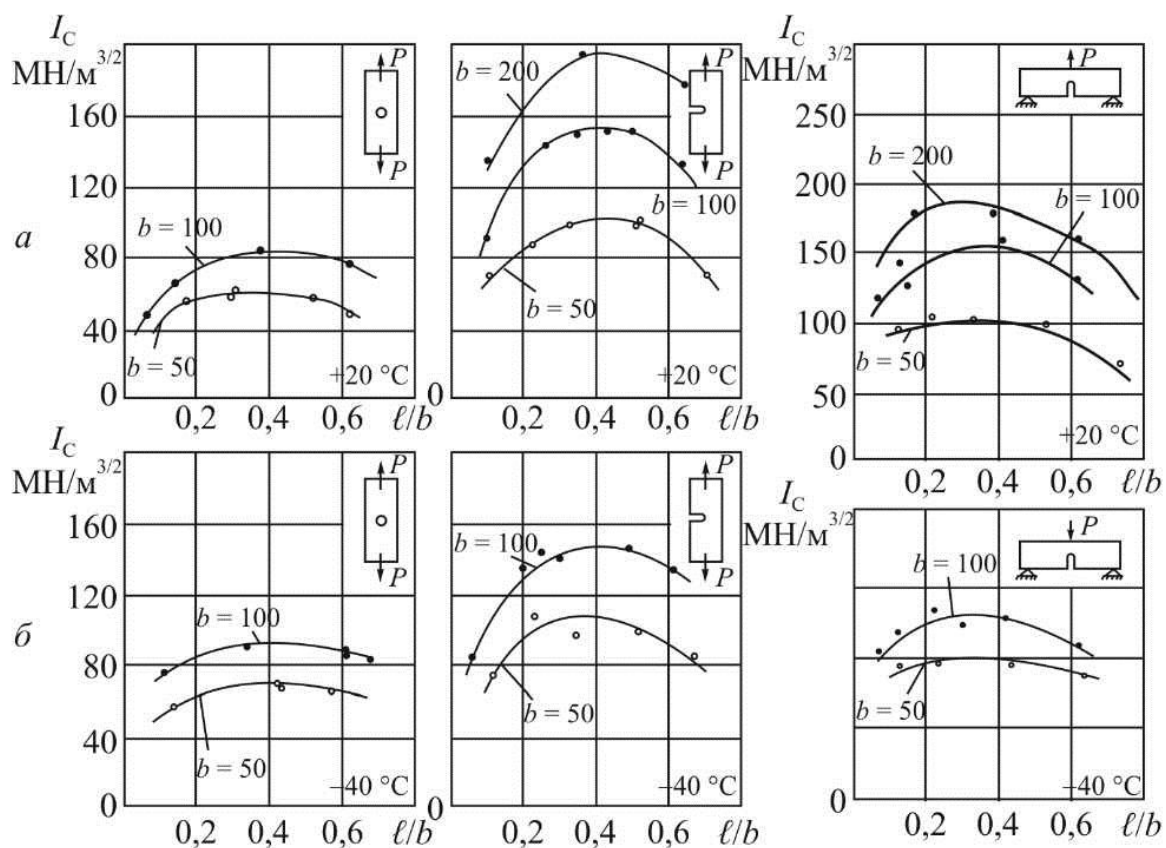


Рис. 2.37. Зависимости предела трещиностойкости  $I_C$  от относительной длины трещины  $l/b$  для образцов шириной  $b = 50, 100$  и  $200$  мм:

$a$  – температура испытания  $+20$  °C;  $б$  – температура испытания  $-40$  °C

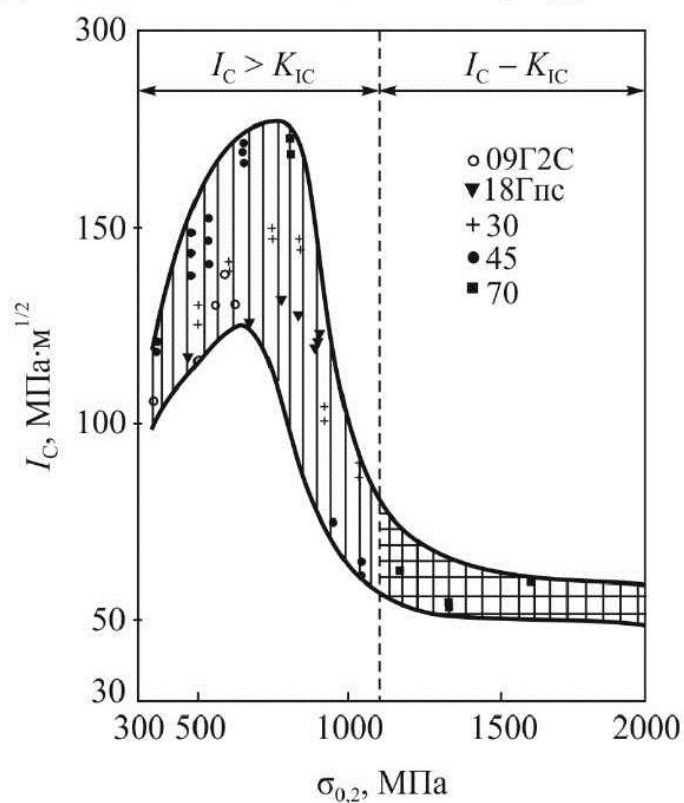


Рис. 2.38. Диаграмма предельной трещиностойкости катаных сталей

Данная диаграмма построена на основании результатов, полученных по результатам испытаний при комнатной температуре образцов с одной боковой трещиной на трехточечный изгиб. Использовали образцы толщиной  $t = 12$  мм, шириной  $b = 100$  мм и относительной длиной трещины  $\ell/b = 0,5$ . Различные значения  $\sigma_{0,2}$  получены с помощью закалки и отпуска при различных температурах. На диаграмме предельной трещиностойкости различают две области. Первая из них при низкой прочности может быть определена как область вязкого разрушения, так как в ней  $I_C > K_{IC}$  (при  $\sigma_{0,2} < 1100$  МПа). Вторая область при высокой прочности является областью хрупкого разрушения, так как в ней  $I_C = K_{IC}$  (при  $\sigma_{0,2} > 1100$  МПа). В области вязкого разрушения трещиностойкость стали имеет максимум при  $\sigma_{0,2} \approx 600$  МПа. На эту особенность обращалось внимание и в ранее проведенных исследованиях [32, 33]. Это важное обстоятельство, которое показывает, что для того, чтобы получить максимальную трещиностойкость, необходимо оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств. Ясно, что при  $\sigma_{0,2} < 600$  МПа сталь имеет недостаточную прочность, в то время как при  $\sigma_{0,2} > 600$  МПа она имеет недостаточную пластичность, чтобы реализовать максимальную трещиностойкость.

Аналогичная диаграмма для серии литых сталей (20Л, 35Л, 20ФЛ) с различным уровнем прочностных свойств, полученных с помощью подобранной термической обработки, представлена на рис. 2.39 [34]. И в этом случае хорошо видны две характерных области диаграммы: левая, куполообразная, с высокой трещиностойкостью при  $\sigma_{0,2} \approx 500$  МПа, со значениями  $I_C > K_{IC}$ , и правая, с низкой и постоянной (в пределах характерных отклонений) трещиностойкостью со значениями  $I_C = K_{IC}$ .

## 2.9. Определение трещиностойкости металлов при ударном нагружении

Под ударным понимается нагружение, при котором действующие силы или перемещения прикладываются быстро, в отличие от статического (квазистатического), когда их приложение медленное. В соответствующей нормативно-технической документации скорости нагружения регламентированы. Так, например, при стандартных статических испытаниях скорость перемещения захватов находится в диа-

пазоне  $10^{-5}$ – $10^{-3}$  м/с [27], в то время как при ударном нагружении с помощью маятника Шарпи скорость в момент удара должна быть 3–5 м/с (ГОСТ 9454–78).

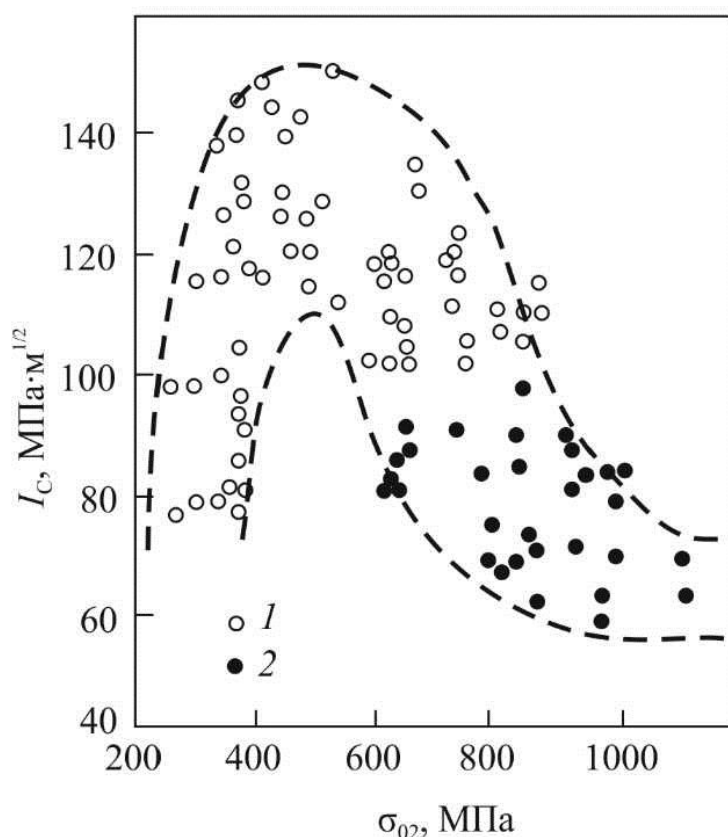


Рис. 2.39. Диаграмма предельной трещиностойкости литых сталей:  
1 –  $I_C$ ; 2 –  $I_C = K_{IC}$

На рис. 2.40 показаны типичные зависимости «напряжение – деформация» при динамическом 1 и статическом 2 нагружении для алюминия (рис. 2.40, а) и армко-железа (рис. 2.40, б). Характерным является то обстоятельство, что прочностные характеристики металлических материалов повышаются с увеличением скорости нагружения, при этом повышение более значительно для предела текучести  $\sigma_{0.2}$ , чем для предела прочности  $\sigma_B$ . Изменение коэффициента интенсивности напряжений  $K$  и вязкости разрушения  $G$  в зависимости от относительной скорости развития трещины  $V/V_3$  показана на рис. 2.41, где  $V$  – скорость трещины, а  $V_3$  – скорость звука в материале, в котором развивается трещина.



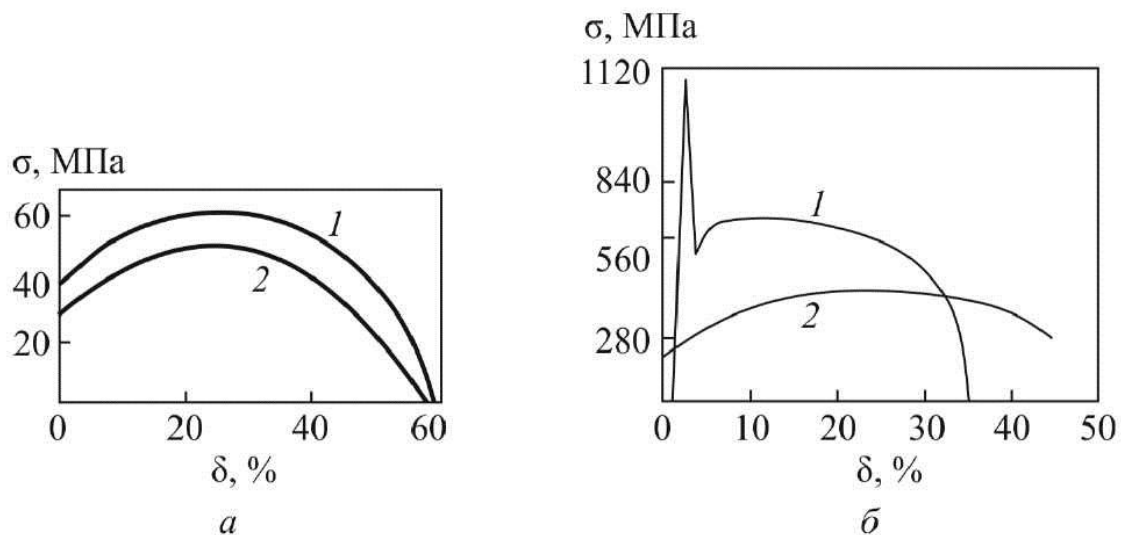


Рис. 2.40. Зависимости «напряжение – деформация» при динамической (1) и статической (2) деформации: а – для алюминия (Ямада, Котеразава); б – для стали с 0,2 % С (Кемпбелл, Харди)

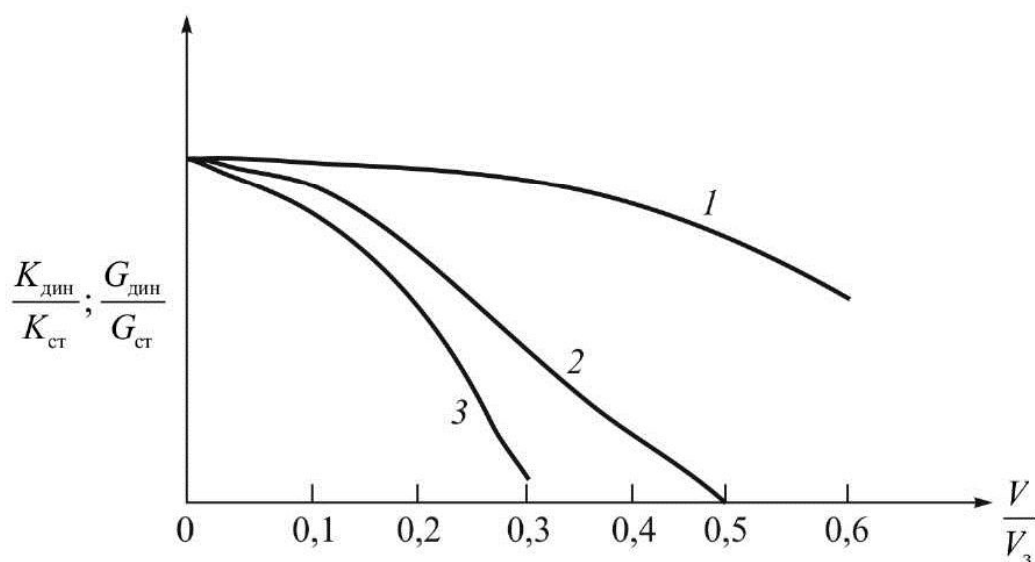


Рис. 2.41. Изменение  $\frac{K_{\text{дин}}}{K_{\text{ст}}}$  (1) и  $\frac{G_{\text{дин}}}{G_{\text{ст}}}$  (2) и (3) в зависимости от скорости развития трещины  $\frac{V}{V_3}$ : 1 – Нилсон; 2 – Броберг; 3 – Акида, Икеда

При изучении влияния скорости нагружения на сопротивление разрушению необходимо иметь в виду и следующие два принципиальных случая:

1. С увеличением скорости нагружения прочность материала существенно не меняется. В то же время пластичность материала снижается.

В результате уменьшается вязкость материала. Такие экспериментальные результаты наблюдаются при переходе от вязкого к хрупкому разрушению.

2. С увеличением скорости нагружения прочность материала растет. Пластичность при этом остается постоянной или слегка повышается. В результате вязкость материала повышается. Такие результаты наблюдаются при вязком разрушении материала. Другими словами, повышение скорости нагружения не всегда приводит к понижению вязкости.

Указанные обстоятельства хорошо иллюстрируются результатами, представленными на рис. 2.42 [35], полученными при испытании на трехточечный изгиб образцов с предварительно нанесенной усталостной трещиной (тип 15 по ГОСТ 9454–78). Испытания проведены на ротационном копре РСО с записью диаграммы «сила – прогиб» при скорости нагружения 5 и 15 м/с. Хорошо видно, что при высоких температурах, когда разрушение вязкое, разрушающее усилие  $P$ , критическое значения коэффициента интенсивности напряжений  $K_{IC}^D$  и энергия, израсходованная на развитие трещины  $a_p$ , имеют тенденцию к повышению с увеличением скорости нагружения. Наоборот, когда разрушение переходит в хрупкое, указанные характеристики понижаются с увеличением скорости нагружения.

Для оценки трещиностойкости при ударном нагружении, так же как и при статическом, используют силовые, деформационные и энергетические критерии, для определения которых испытательные машины должны быть снабжены специальной аппаратурой для записи диаграмм, с помощью которых определяются параметры, необходимые для проведения расчетов. На рис. 2.43 схематически показана диаграмма «сила  $P$  – деформация  $f$ ».

Определение характеристик механики разрушения при динамическом нагружении, таких как критические значения коэффициента интенсивности напряжений при плоскодеформированном состоянии  $K_{IC}^D$ , раскрытие в вершине трещины  $\delta_C^D$  при максимальном нагружении, критическое значение  $J$ -интеграла  $J_{IC}^D$  и предела трещиностойкости  $I_C^D$  производится по тем же методикам расчета, как и при статическом нагружении [39].

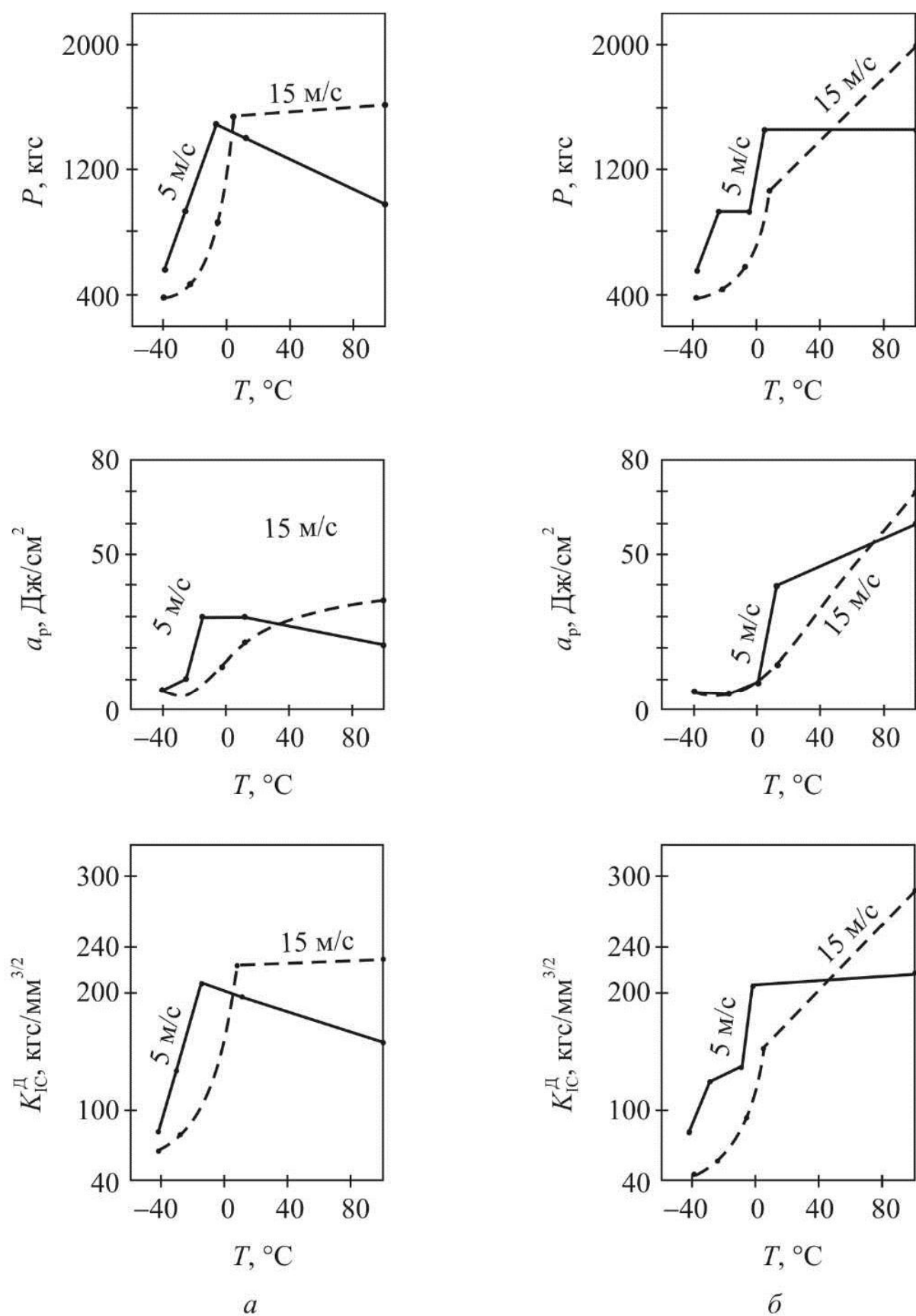


Рис. 2.42. Влияние скорости нагружения и температуры испытания на механические свойства сталей Ст3сп (а) и 18Гпс (б)

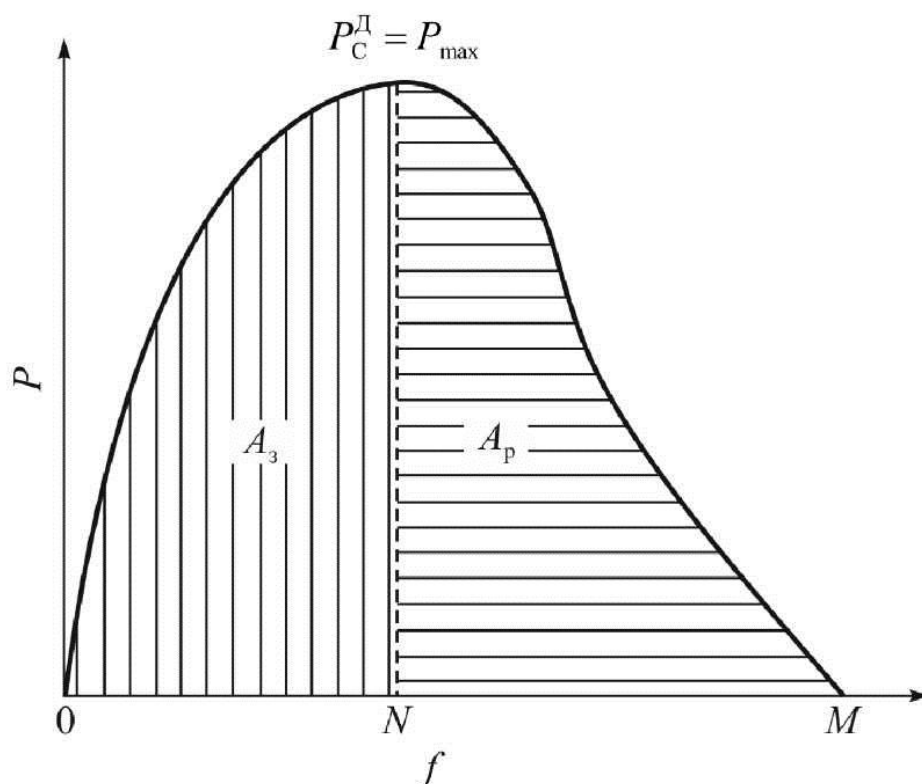


Рис. 2.43. Диаграмма «сила  $P$  – деформация  $f$ »:  
 $A_з$  – работа зарождения трещины;  $A_p$  – работа развития трещины

### 2.9.1. Определение ударной вязкости по методу Шарпи

Вязкий материал должен обладать одновременно двумя очень важными и часто противоречащими друг другу свойствами [40]. Во-первых, он должен быть пластичен, и во-вторых, он должен быть прочен, т.е. деформация в нем должна осуществляться при приложении высоких напряжений. Другими словами, вязкость определяется способностью материала поглощать механическую энергию в процессе его нагружения при непрерывном увеличении пластической деформации до момента, когда наступит окончательное разрушение. С этой точки зрения чистый свинец, несмотря на свою большую пластичность, обладает малой вязкостью из-за низкой прочности. Мала вязкость обыкновенного серого чугуна, так как у него низкая пластичность, хотя и высокая прочность. Вязкость является основной причиной, из-за которой стали, особенно низкоуглеродистые, нашли такое широкое применение в современной цивилизации. Они обладают хорошей пластичностью, которая реализуется под действием высоких напряжений.

Вязкость конструкционного материала – одна из его наиболее важных механических характеристик, особенно когда встает вопрос об ответственных и дорогих инженерных сооружениях. По этой причине усилия ученых непрерывно направлены на разработку материалов с высокой вязкостью.

В 1901 г. Джордж Шарпи сконструировал первый маятниковый копер, с помощью которого исключительно простым и эффективным способом путем испытания образцов на трехточечный ударный изгиб определяется работа, затраченная на их разрушение. В течение последних 100 лет это испытание непрерывно совершенствуется, как методически, так и инструментально, в результате чего становится одним из наиболее широко используемых в мировой практике для определения вязкости материалов. В ГОСТ 9454–78 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенной температурах» предусматривается изготовление 20 типов образцов (табл. 2.1) с тремя видами концентраторов: U-образным (рис. 2.44) – типа Менаже, V-образным (рис. 2.45) – типа Шарпи и Т-образным (рис. 2.46) с концентратором в виде усталостной трещины – типа Дроздовского.

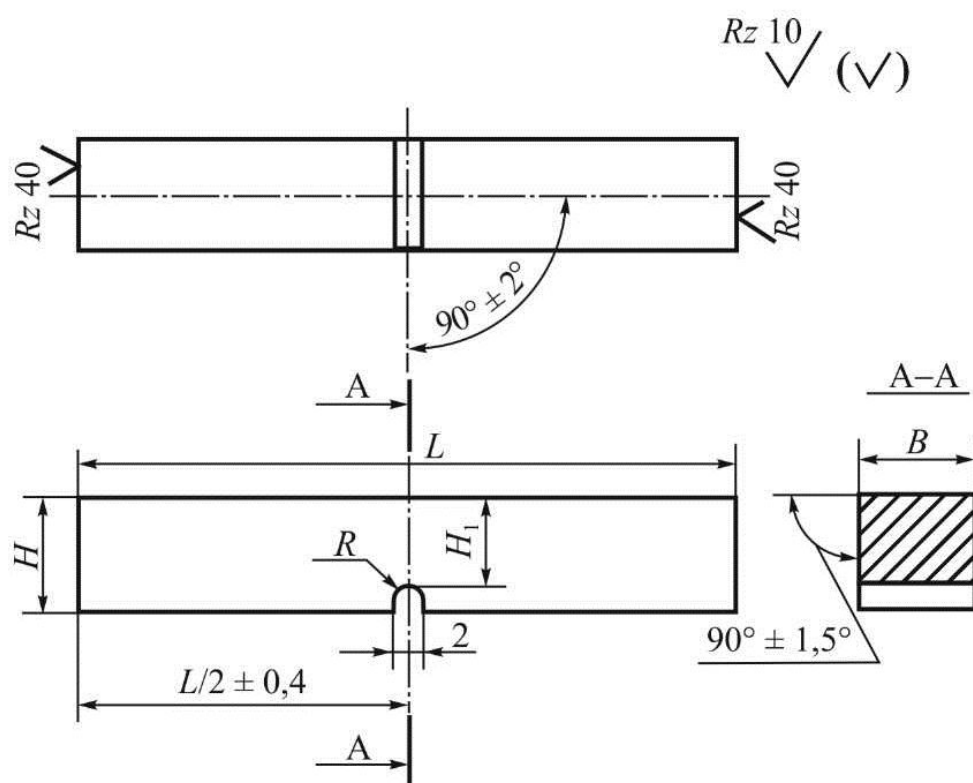


Рис. 2.44. Образец с U-образным концентратором

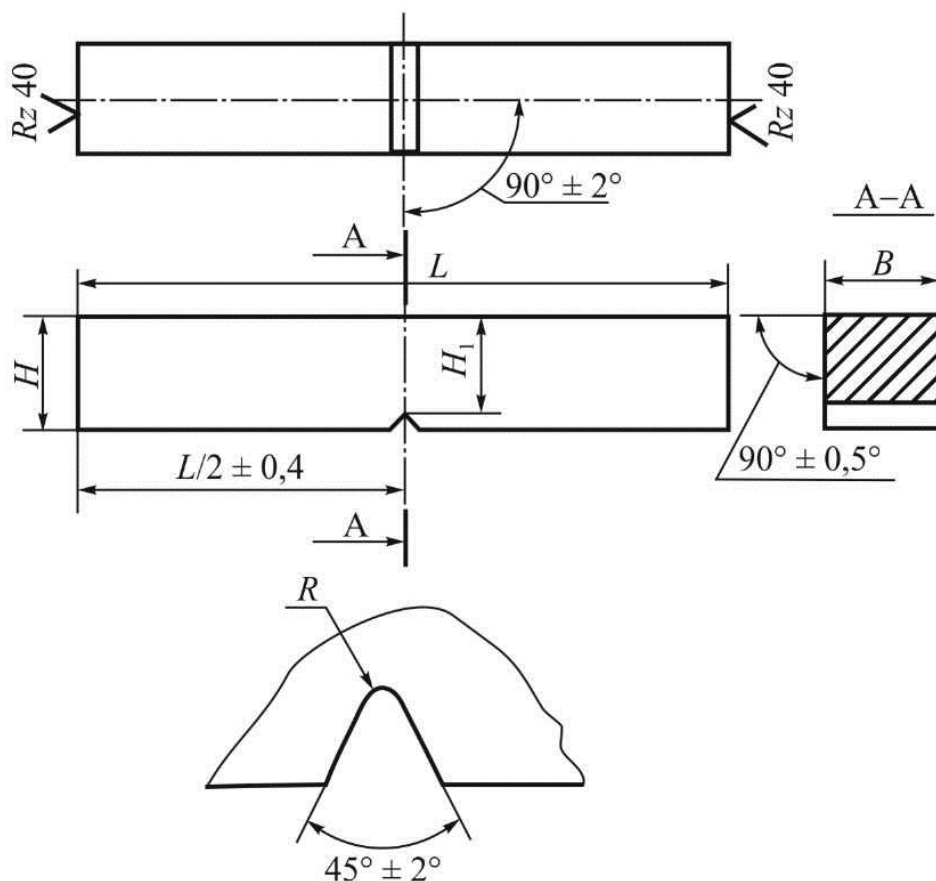


Рис. 2.45. Образец с V-образным концентратором

В результате проведенных испытаний определяется энергия  $A$ , израсходованная на разрушение образца. Обыкновенно в качестве характеристики материала используется ударная вязкость, которую определяют по формуле

$$a = \frac{A}{F_0}, \quad (2.28)$$

где  $F_0$  – начальная площадь поперечного сечения в месте концентратора.

В лабораторной практике часто используются разные размерности для ударной вязкости, из которых в европейских странах наиболее часто встречаются:  $\text{МДж}/\text{м}^2$ ,  $\text{Дж}/\text{см}^2$  и  $\text{кгс} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ . Соотношение между этими размерностями в удобном для пересчета виде следующие:

$$1 \frac{\text{МДж}}{\text{м}^2} = 100 \frac{\text{Дж}}{\text{см}^2} = 10 \frac{\text{кгс} \cdot \text{м}}{\text{см}}.$$

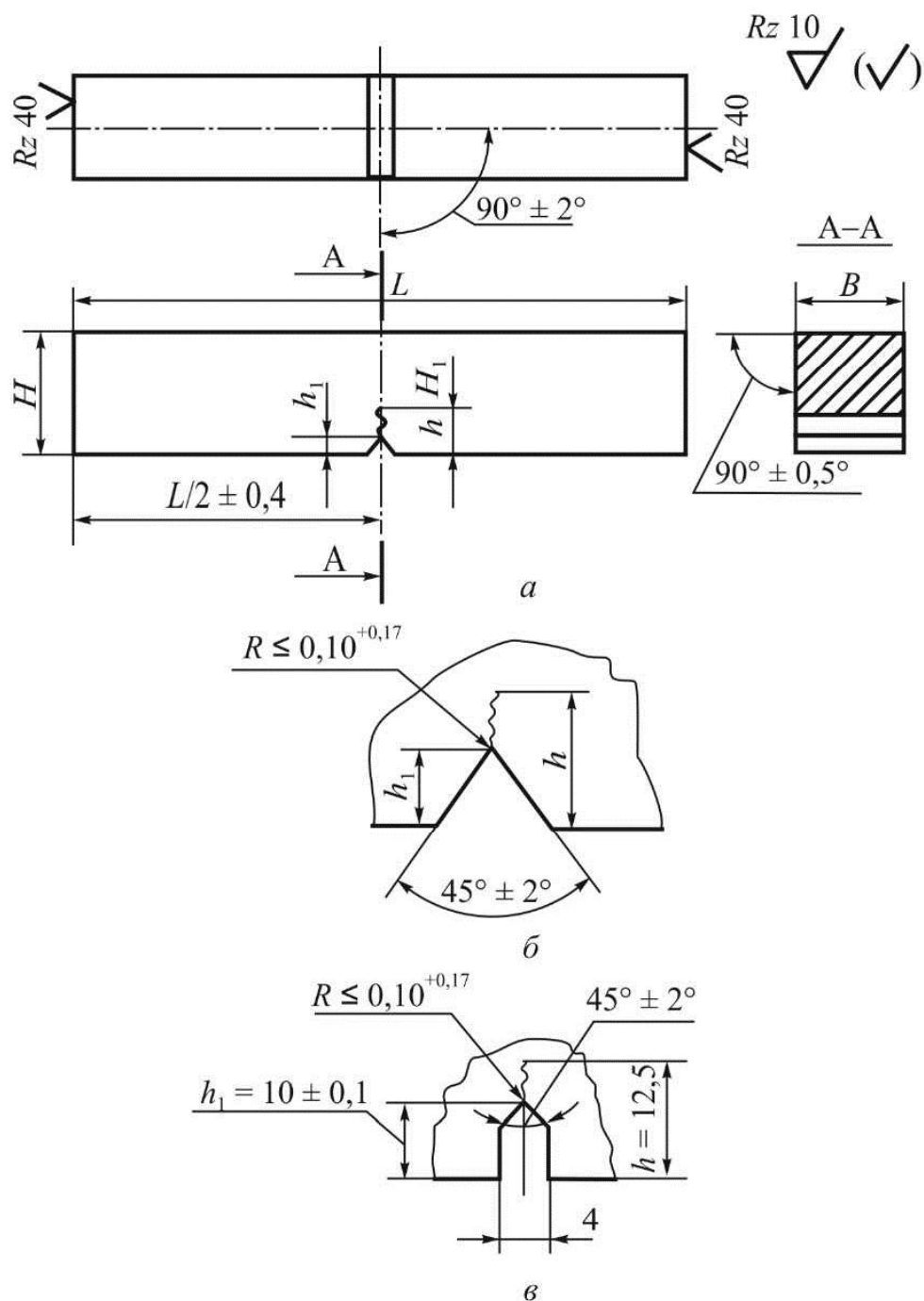


Рис. 2.46. Образец с Т-образным концентратором (усталостная трещина):  
 а – общий вид; б – форма концентратора для образцов типа 15–19;  
 в – форма концентратора для образцов типа 20

При сравнении ударной вязкости материалов целесообразно испытывать образцы типов 1, 11 и 15. В соответствии со стандартом для этих трех типов образцов ударная вязкость обозначается соответственно: КСУ – образец типа 1, КСВ – образец типа 11, КСТ – образец типа 15.

Таблица 2.1

**Размеры образцов для испытания  
на трехточечный ударный изгиб по ГОСТ 9454–78**

| Вид концентратора | Радиус кон-<br>цент-<br>ратора | Тип образца | Длина $L$<br>(макс.<br>откл.<br>$\pm 0,6$ ) | Ширина $B$     | Высота<br>$H$ | Глубина<br>надреза<br>(макс.<br>откл.<br>$\pm 0,1$ ) | Глубина<br>концентра-<br>тора $h$<br>(макс.<br>откл. $\pm 0,1$ ) | Высота<br>рабочего<br>сечения $H_1$ |
|-------------------|--------------------------------|-------------|---------------------------------------------|----------------|---------------|------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------|-------------------------------------|
| U                 | $1 \pm 0,7$                    | 1           | 55                                          | $10 \pm 0,10$  | 10            | —                                                    | —                                                                | $8 \pm 0,1$                         |
|                   |                                | 2           |                                             | $7,5 \pm 0,10$ |               |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 3           |                                             | $5 \pm 0,05$   |               |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 4           |                                             | $2 \pm 0,05$   | 8             |                                                      |                                                                  | $6 \pm 0,1$                         |
|                   |                                | 5           |                                             | $10 \pm 0,10$  | 10            |                                                      |                                                                  | $7 \pm 0,1$                         |
|                   |                                | 6           |                                             | $7,5 \pm 0,10$ |               |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 7           |                                             | $5 \pm 0,05$   |               |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 8           |                                             | $10 \pm 0,10$  |               |                                                      |                                                                  | $5 \pm 0,1$                         |
|                   |                                | 9           |                                             | $7,5 \pm 0,10$ |               |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 10          |                                             | $5 \pm 0,05$   |               |                                                      |                                                                  |                                     |
| V                 | $0,25 \pm 0,025$               | 11          | 55                                          | $10 \pm 0,10$  | 10            | —                                                    | —                                                                | $8 \pm 0,1$                         |
|                   |                                | 12          |                                             | $7,5 \pm 0,10$ |               |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 13          |                                             | $5 \pm 0,05$   | 8             |                                                      |                                                                  | $6 \pm 0,1$                         |
|                   |                                | 14          |                                             | $2 \pm 0,05$   |               |                                                      |                                                                  |                                     |
| T                 | Трещи-<br>на                   | 15          | 55                                          | $10 \pm 0,10$  | 11            | 1,5                                                  | 3,0                                                              | —                                   |
|                   |                                | 16          |                                             | $7,5 \pm 0,10$ |               |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 17          |                                             | $5 \pm 0,05$   | 9             |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 18          |                                             | $2 \pm 0,05$   |               |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 19          |                                             | $10 \pm 0,10$  | 10            |                                                      |                                                                  |                                     |
|                   |                                | 20          | 140                                         | $25 \pm 0,10$  | 25            | 10,0                                                 | 12,5                                                             |                                     |

Чтобы избежать неоднозначности, стандарт предусматривает, если это необходимо, ударную вязкость в (2.28) обозначать  $a_i$ , где индекс указывает тип образца.

### **2.9.2. Разделение ударной вязкости на составляющие**

Современный маятниковый копер дает возможность одновременно получить две важные информации: непосредственно отсчет энергии  $A$ , израсходованной на разрушение образца, и запись диаграммы разруше-



ния (см. рис. 2.43), с помощью которой можно подсчитать как ряд характеристик механики разрушения, так и энергии, затраченные на зарождение  $A_z$  и развитие  $A_p$  трещины, т.е.

$$A = A_z + A_p. \quad (2.29)$$

Примем, что трещина зарождается в т.  $P_C^D = P_{\max}^D$ , и тогда  $A_z$  определяется площадью  $OP_C^D N$ . Работа развития трещины  $A_p$ , т.е. трещиностойкость материала, определяется площадью  $MP_C^D N$ .

В соответствии с (2.28) выражение (2.29) может быть записано как

$$a = a_z + a_p. \quad (2.30)$$

Таким образом ударная вязкость  $a$  может быть разделена на две составляющие, отражающие процесс зарождения и развития трещины.

Запись указанной диаграммы (см. рис. 2.43) является сложной экспериментальной задачей, и существует очень немного маятниковых копров, которые снабжены необходимой для этой цели аппаратурой. По этой причине для разделение ударной вязкости на две составляющие в соответствии с (2.30) разработаны различные методики. Это связано, с одной стороны, со взглядами различных исследователей на процесс разрушения, а с другой – с оборудованием, которым они располагают. Эти методики могут быть разделены на две группы. К первой относятся те из них, которые непосредственно определяют значения  $a_p$ . Таковы методики Дроздовского [36, 37] и Отани [38]. Вторая группа включает в себя методики, косвенно определяющие  $a_p$ . К этой группе можно причислить методики Лившица – Рахманова, Ньюхауза и Гуляева. При работе с ними используют различные допуски и построения, которые вносят определенные погрешности. Подробное описание всех этих методик и анализ полученных с помощью них результатов обсуждаются в [32, 38]. В наших исследованиях мы использовали методики Дроздовского и Отани. Рассмотрим коротко эти две методики.

**Методика Дроздовского.** Согласно этой методике ударная вязкость определяется на образцах, в которых концентратор представляет собой предварительно созданную усталостную трещину. В этом

случае в соответствии с (2.30) можно принять, что работа, которая израсходована на зарождение трещины,  $a_3 \approx 0$ , и тогда определенная ударная вязкость состоит целиком из работы, поглощенной при развитии трещины:

$$a_i \approx a_p. \quad (2.31)$$

Работу зарождения трещины  $a_3$ , израсходованную при определении ударной вязкости на образцах с концентратором типа U или V, можно определить как разницу между значениями соответствующей ударной вязкости и работой  $a_p$ , определенной согласно (2.31).

**Методика Отани.** В соответствии со стандартом определяется ударная вязкость  $a_i$  при данной температуре. После этого серию из 5–7 образцов испытывают при этой же температуре. Целью первого испытания этих образцов является создание в каждом из них трещины различной глубины  $\ell$ . Такой результат достигается, когда маятник копра поднимается на высоту, меньше той, при которой происходит полное разрушение образца. Такой подъем можно осуществлять как вручную, так и с помощью специального приспособления, прикрепленного к стойкам копра [32]. Размер трещины, полученный при первом испытании, фиксируется путем опускания

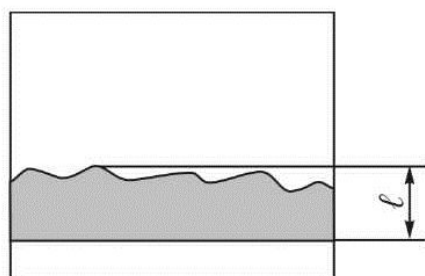


Рис. 2.47. Схема определения глубины  $\ell$  трещины по методике Отани

образцов в 10%-ный щелочной раствор  $\text{CuCl}_2$  на 40–60 мин. Подготовленные образцы испытывают повторно при тех же условиях, при которых определяли ударную вязкость. После полного разрушения образцов определяют размер трещины  $\ell$ , образовавшейся в результате первого удара (рис. 2.47). Полученные результаты

оформляют графически следующим образом (рис. 2.48): по оси ординат наносят длину трещины  $\ell$ , полученной при первом ударе. По оси абсцисс наносят отношение работы, израсходованной на разрушение образца при втором ударе ( $A_p$ ), к его реальному сечению  $F = B(H - \ell)$ . Это отношение представляет работу, израсходованную на развитие трещины длиной  $\ell$ , которую обозначим  $(a_p)_\ell$ .

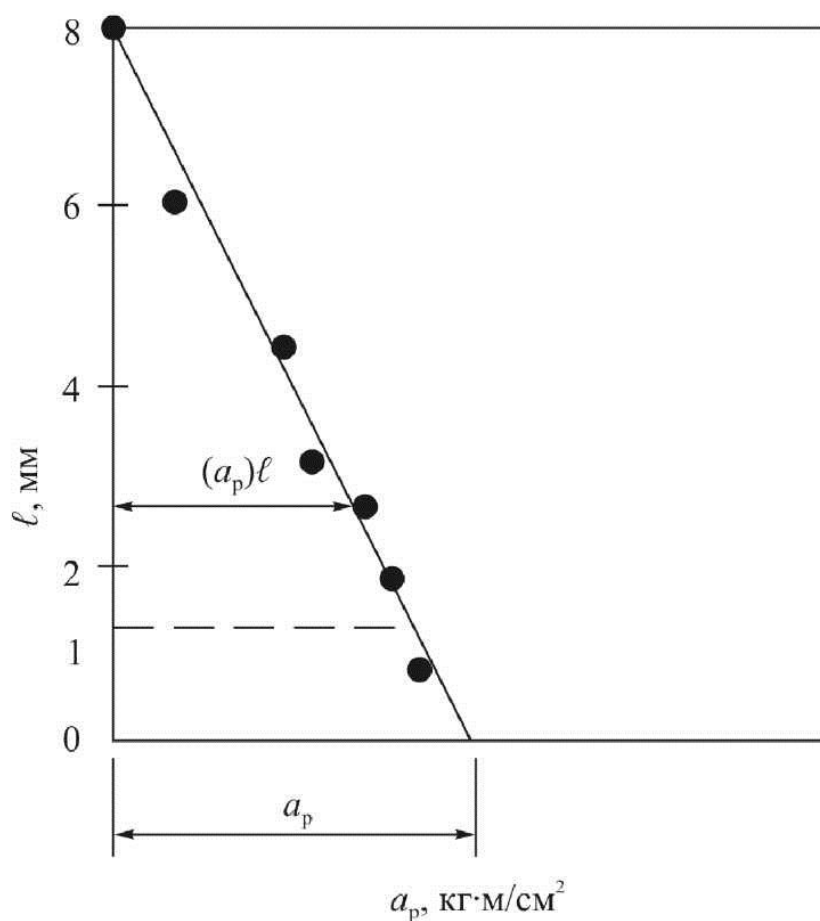


Рис. 2.48. Определение составляющей  $a_p$  при  $\ell = 0$

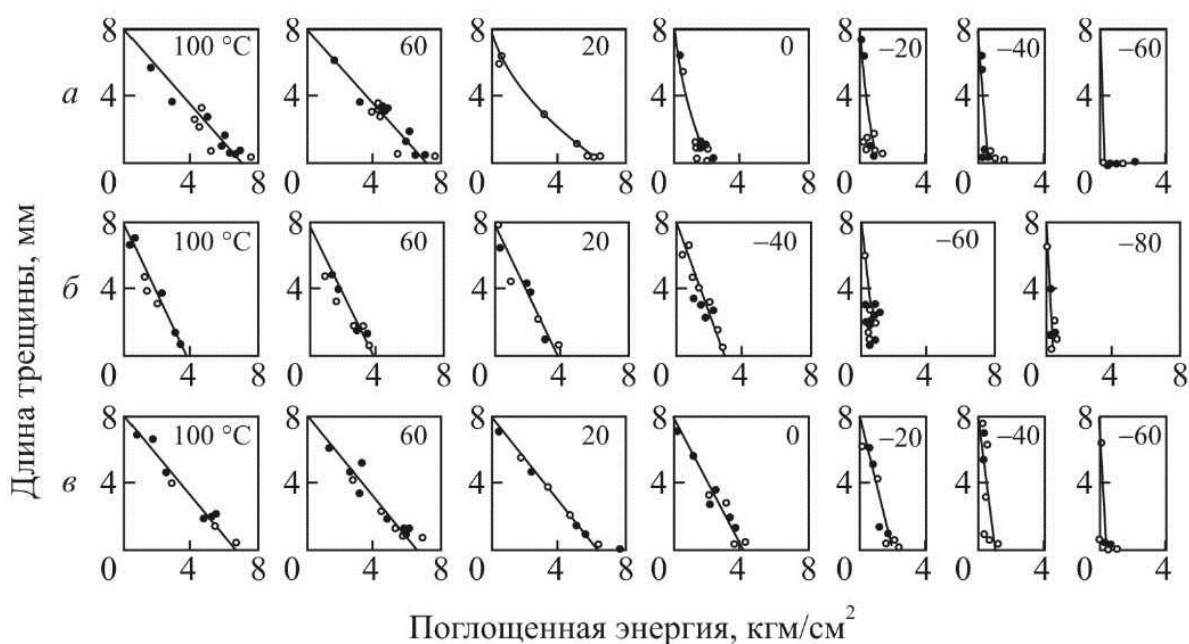


Рис. 2.49. Экспериментальные зависимости для определения работы развития  $a_p$  трещины для трех разных плавок (а, б, в) стали 17ГС:  
 ○ – образцы типа 1; ● – образцы типа 11

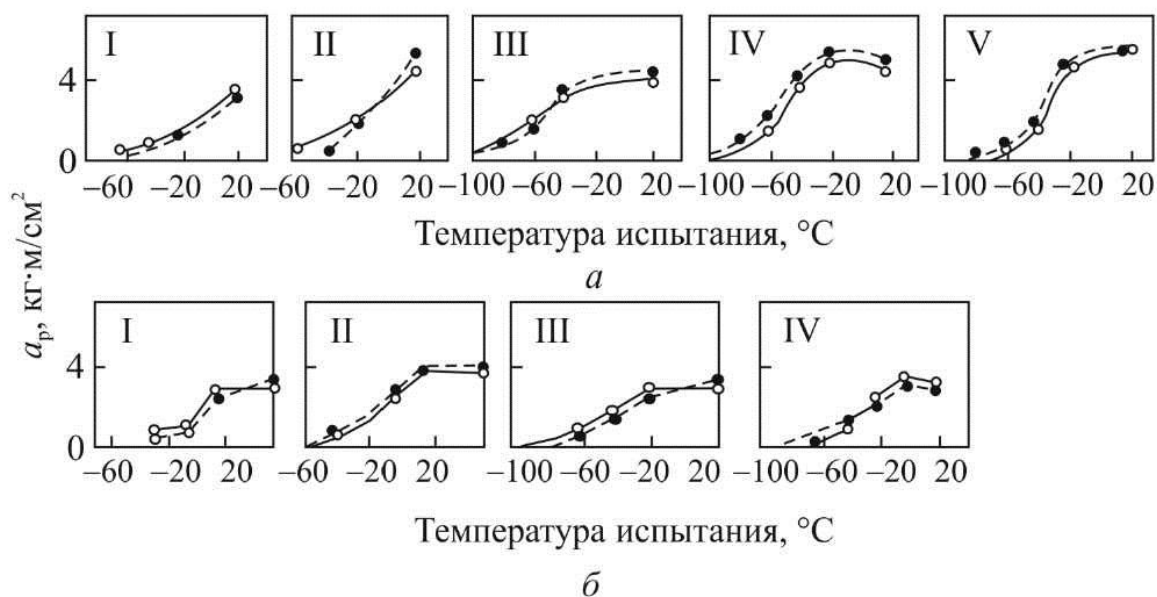


Рис. 2.50. Зависимости  $a_p$  от температуры испытания стали 17ГС (а) и 14ГН (б)

Метод Отани позволяет определять значения  $a_p$  при трещине длиной  $\ell = 1,0$  мм. Очевидно, выбор этого размера условен. Кроме того, в этом случае около 13 % энергии, которая израсходована на развитие трещины, переходит к работе, поглощенной при зарождении трещины. Исходя из этих соображений, в наших исследованиях [32] предложено одно уточнение методики Отани. В этом случае аппроксимированная экспериментальная зависимость экстраполируется до значения  $\ell = 0$ , при котором определяется величина  $a_p$ . На рис. 2.49 дан пример экспериментального определения  $a_p$  в соответствии с рис. 2.48 на образцах типа I и II, изготовленных из стали для магистральных газопроводов и испытанных при различных температурах. Полученные данные показывают, что величина  $a_p$ , определенная по методике Отани, практически не зависит от радиуса надреза образца, что является естественным результатом, когда идет речь об энергии, поглощенной именно при развитии трещины. Этот факт всегда подтверждается при проведении многочисленных экспериментов (рис. 2.50).

### 2.9.3. Оценка трещиностойкости сталей по характеру поверхности излома

Одной из основных характеристик надежности сталей с ферритной составляющей в структуре является визуальная оценка вида поверхности излома. Для этой цели при лабораторных исследованиях наиболее

часто используют изломы, полученные при испытании образцов по методу Шарпи. Поверхность излома непосредственно связана с развитием магистральной трещины, следовательно, ее количественное описание, вероятно, наиболее ранняя характеристика, использованная в инженерной практике для оценки трещиностойкости сталей. В современном металловедении анализ строения металлических изломов используется при решении широкого круга задач.

Рассмотрим строение металлических изломов и основной признак, по которому они классифицируются с точки зрения механики разрушения. Перед фронтом трещины  $\ell$  образуется (рис. 2.51, *а*) пластическая зона. На рис. 2.51, *б* показано поперечное сечение излома и толщина  $h$  деформированного поверхностного слоя, формирующего сам излом и представляющий половину размера пластической зоны. Определение  $h$  показано на рис. 2.51, *в*, где буквой  $\varepsilon_0$  обозначена величина деформации, характерная для образца вне пластической зоны. Следовательно, излом представляет собой определенный объем, а его поверхность – только след пространственной траектории развивающейся трещины. На рис. 2.51, *г* представлена схема, показывающая превращение исходной структуры металла в процессе нагружения в критическую, которая разрушается.

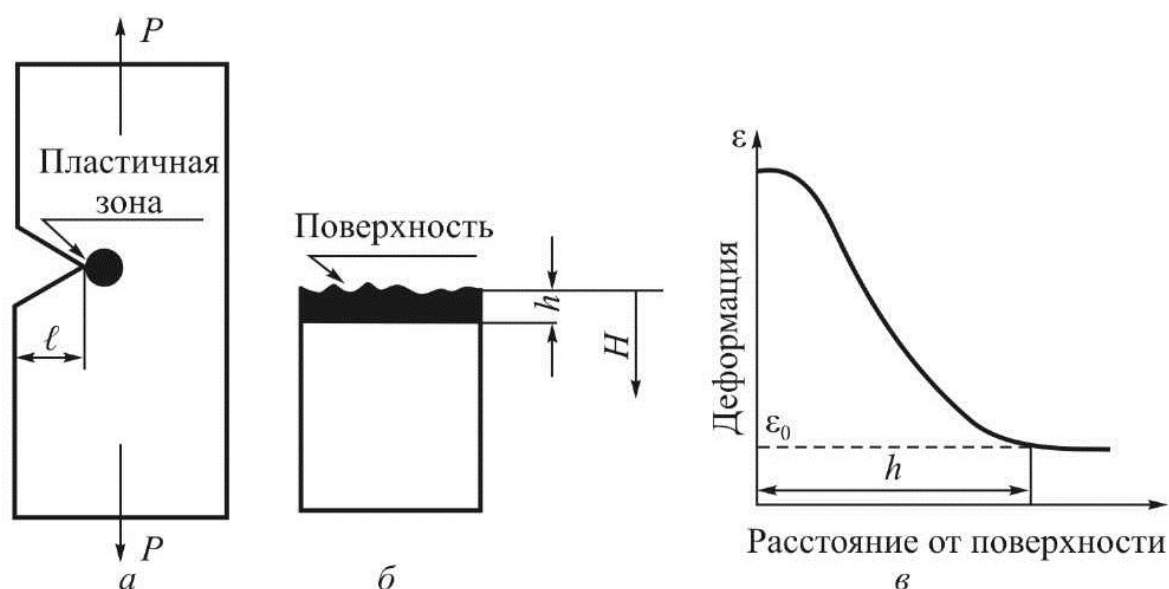


Рис. 2.51. Формирование металлического излома: *а* – пластическая зона перед фронтом трещины; *б* – поперечный разрез излома; *в* – схема определения глубины излома  $h$

С точки зрения механики разрушения наиболее важной характеристикой изломов, в соответствии с которой они должны быть классифицированы, является энергия, которая поглощается при их образовании [57]. По этому основному показателю металлические изломы могут быть разделены на три группы: *вязкие, хрупкие и промежуточные*.

По нашей оценке, при испытании низкоуглеродистых сталей по методу Шарпи с использованием образцов с концентратором в виде усталостной трещины (тип 15) разрушение может быть определено как вязкое, если  $KCT(a_{15}) > 20 \text{ Дж/см}^2$ . При значении  $KCT(a_{15}) < 5 \text{ Дж/см}^2$  разрушение хрупкое. Промежуточные значения характеризуют трещиностойкость промежуточных изломов.

Образование поверхностей изломов происходит по двум механизмам. Первый механизм, характерный для всех металлов, состоит в образовании в процессе пластической деформации *пор (пустот)* около неметаллических включений (рис. 2.52). В процессе нагружения эти поры постепенно подрастают, некоторые из них начинают сливаться, и разрушение реализуется путем разрыва перегородок между ними. На рис. 2.53 показана фрактограмма такого излома. Когда разрушение связано с образованием и разрастанием пор, излом сильно деформирован, в результате чего падающий на его поверхность свет отражается в различных направлениях (диффузно), и человеческий глаз воспринимает такую поверхность как матовую. Каким будет матовый излом – вязким, хрупким или промежуточным – зависит от размера и глубины самих ямок. Чем меньше их диаметр, но с большей глубиной, тем большую трещиностойкость имеет материал. Второй механизм характерен только для металлов с объемноцентрированной кристаллической решеткой, какую имеет ферритная модификация железа. В этом случае металлические зерна раскалываются (рис. 2.54, а) по определенным кристаллографическим плоскостям. Для феррита это плоскости  $\{100\}$ . Эти относительно гладкие участки (рис. 2.54, б) называют еще *фасетками* (Ф). В зависимости от взаимной ориентации соседних зерен, они могут охватывать в отдельных случаях более одного зерна, но, как показывают подробные исследования [32], это редкое явление. Обычно одна фасетка представляет собой скол одного зерна. При разрушении металлического зерна по определенной кристаллографической плоскости создается относительно гладкая поверхность, от которой большая часть падающего света отражается под определенным углом, что глаз воспринимает как блеск.

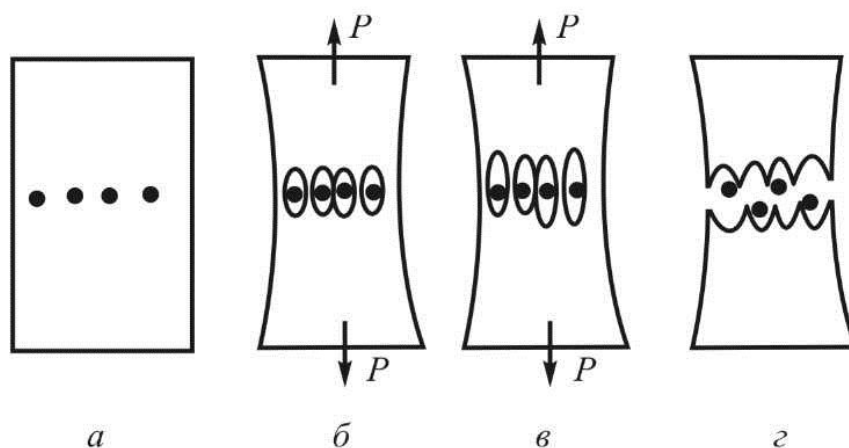


Рис. 2.52. Стадии разрушения путем образования пор около неметаллических включений: *а* – неметаллические включения в металлической матрице; *б* и *в* – образование и рост пор; *г* – разрыв стенок между порами и образование излома

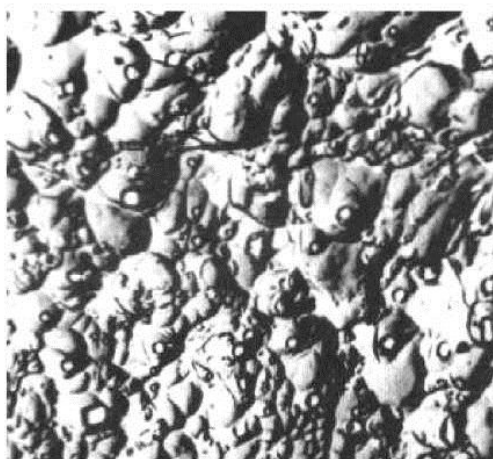


Рис. 2.53. Разрушение путем образования пор около неметаллических включений

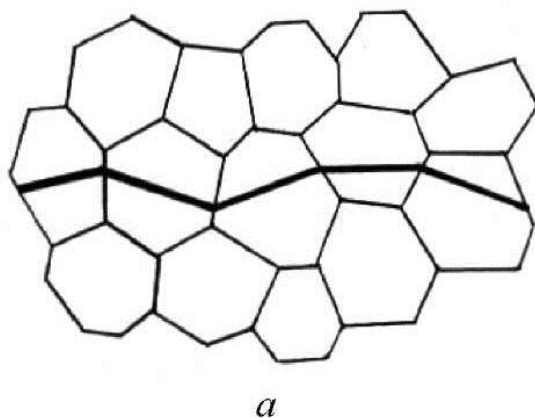


Рис. 2.54. Схема разрушения путем раскалывания отдельных зерен (*а*) и реально разрушенные зерна (*б*)



Для металлов с объемноцентрированной кристаллической решеткой визуальная классификация излома на основании вида его поверхности сильно облегчается. Разрушение путем скола металлических зерен – однозначный признак хрупкого разрушения, так как пластическая деформация в этом случае минимальна. Такой излом определяется как *кристаллический*. Разрушение в результате зарождения и слияния пор является отличительной чертой вязкого разрушения феррита, поскольку протекает при значительной пластической деформации. Такой излом называется *волокнистым*. На поверхности промежуточных изломов наблюдаются как кристаллические, так и волокнистые участки. Необходимо отметить, что при понижении температуры испытания, независимо от обстоятельства, что отдельные зерна в образце разрушаются либо в результате роста и слияния микропор, либо путем скола, для целой поверхности излома этот переход от 100 до 0 % волокнистости постепенен. Это связано как с разницей в напряженном состоянии металла в отдельных частях сечения образца, так и с различной температурой перехода в зависимости от размера зерна. Чем крупнее зерно, тем при более высокой температуре волокнистая структура излома меняется на кристаллическую.

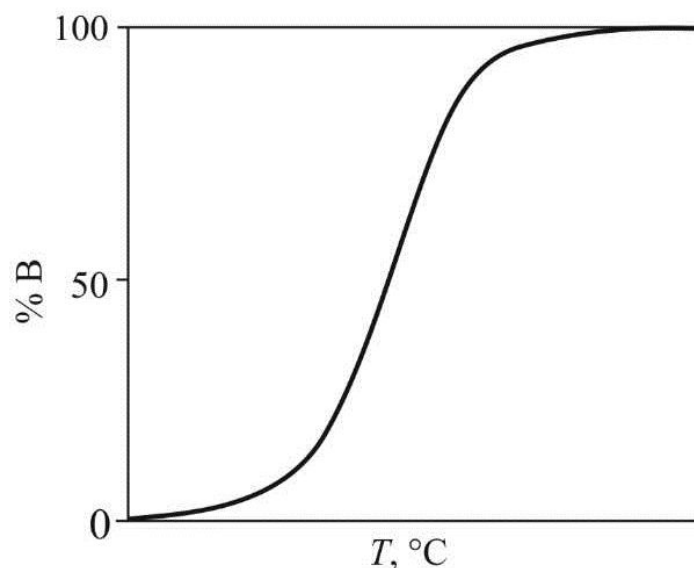


Рис. 2.55. Сериальная зависимость количества вязкой составляющей в изломе

Принято характер излома оценивать по проценту его волокнистых участков (% В). Практически такая оценка производится почти исключительно визуально. Строится зависимость  $\% В = f(T)$  так, как это по-



казано на рис. 2.55. Согласно нашим исследованиям, квалифицированный экспериментатор может определить % В с точностью  $\pm 5\%$ , в то время как при недостаточном опыте ошибка достигает  $\pm 10\%$  [42]. Аналогичные рекомендации введены в стандарты как за рубежом, так и в России.

## 2.10. Критические температуры

### 2.10.1. Определения и обозначения

Температура  $T$ , при которой данная механическая характеристика  $A$  резко меняет свое значение, называется *критической температурой*  $T_k$ . Для ее определения необходимо знать функцию

$$A = f(T). \quad (2.32)$$

Две такие типичные зависимости представлены на рис. 2.56. В случае, показанном на рис. 2.56, *а*, переход от высоких к низким значениям  $A$  осуществляется в очень маленьком температурном интервале практически дискретно. Тогда говорят о *физической*  $T_k$ . В большинстве случаев (рис. 2.56, *б*), однако, переход от высоких к низким значениям исследуемой величины  $A$  реализуется в широком температурном интервале, что затрудняет определение  $T_k$ . В этой ситуации необходимо предварительно обосновать данное критериальное значение  $A_k$  изучаемой величины, с помощью чего определить интересующую нас  $T_k$ . Эти критические температуры рассматриваются как *условные*.

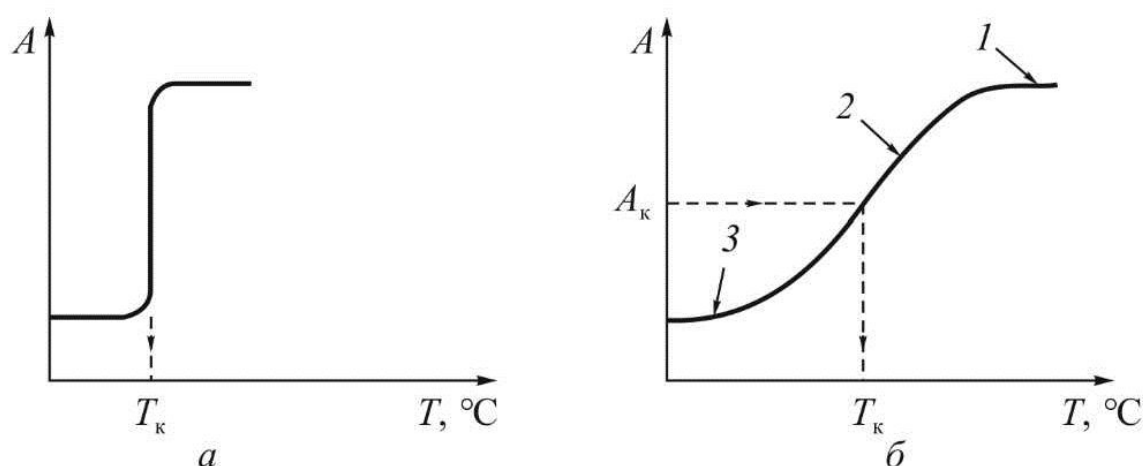


Рис. 2.56. Определение критической температуры: *а* – физическая критическая температура; *б* – условная критическая температура

Чтобы определить характер функции (2.32), необходимо при различных температурах испытать серию образцов, в связи с чем в литературе эти зависимости известны еще как *серийные*.

Полученная при этих испытаниях зависимость (рис. 2.56, б) состоит из трех характерных участков. Два из них относительно горизонтальны и обозначаются соответственно как *верхнее плато* (1) и *нижнее плато* (3), а участок, который их связывает, называют *переходным интервалом* (2).

На практике чаще всего используется критическая температура, связанная с изменением ударной вязкости материала, определенного при испытаниях по методу Шарпи. Такой пример представлен на рис. 2.57, где даны серийные зависимости вязкости, определенной по методу Шарпи для сталей с различным содержанием углерода. Хорошо видно, что с увеличением содержания углерода переходный интервал может превысить 100 °С.

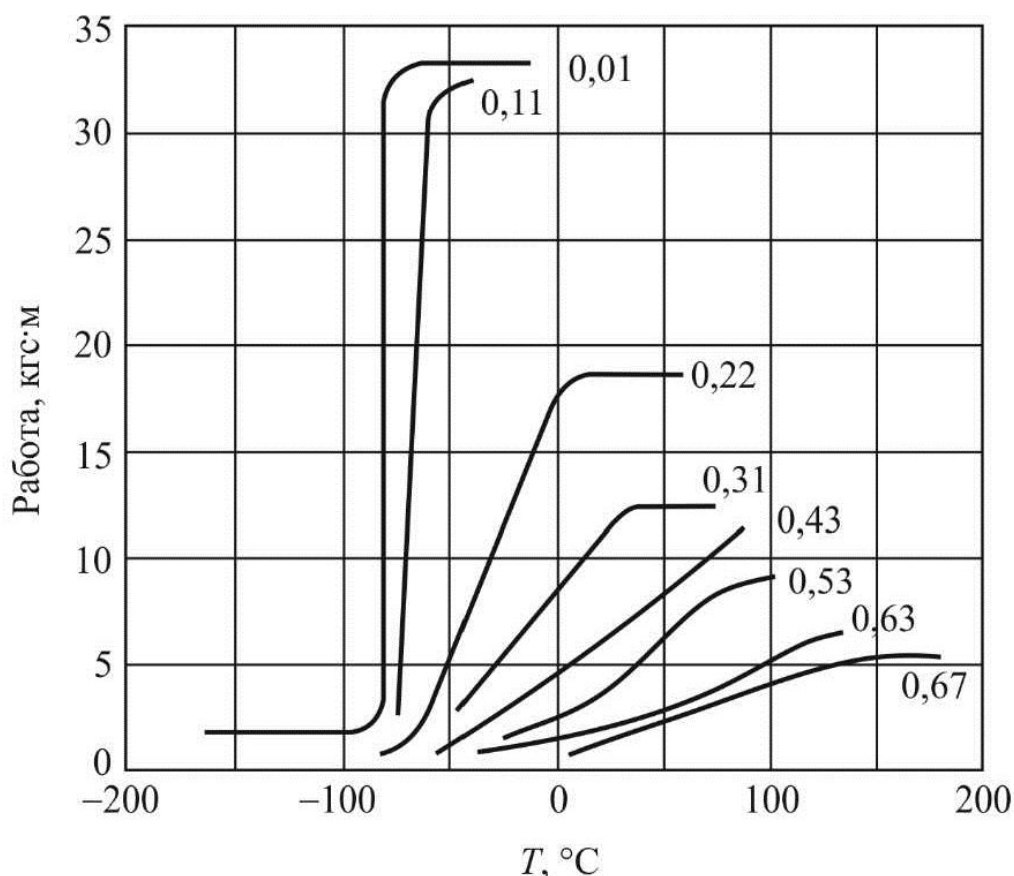


Рис. 2.57. Влияние содержания углерода (%) на серийные кривые работы, определенной по методу Шарпи

Определенная при этих испытаниях критическая температура  $T_k$  часто называется *порогом охрупчивания при охлаждении (порогом хладноломкости)*. В этом случае имеется в виду, что разрушение, которое при  $T > T_k$  протекает как вязкое с поглощением большого количества энергии, с понижением температуры, при  $T < T_k$ , переходит в хрупкое, для реализации которого необходима относительно небольшая энергия.

Когда зависимость (2.32) относится к механическим характеристикам, отражающим сопротивление металла развитию трещины (например,  $K_{IC}$ ,  $a_p$  или % В), то с помощью соответствующих критериальных значений могут быть определены критические температуры, связанные непосредственно с трещиностойкостью материала. Эти критические температуры особенно важны, потому что они учитывают свойства металла при наличии в нем трещины, которые неизбежны в реальных конструкциях.

В инженерной практике используются критические температуры, определенные различными способами. По этой причине для их обозначения нами принято обозначение  $T_{kj}^i$ , где  $i$  обозначает ту характеристику материала, которая используется для определения  $T_k$ ;  $j$  – критериальное значение исследуемой характеристики, с помощью которой определяется  $T_k$ .

Например, если для характеристики материала используется волокнистость металлического излома ( $i = В$ ), а в качестве критериальной величины определен % В (например,  $j = 50$ ), то критическая температура обозначится как  $T_{k50}^В$ .

В настоящем исследовании мы использовали критические температуры, определенные с помощью серийных зависимостей ударной вязкости KCV, характера излома % В и работы развития трещины  $a_p$ . За критериальные значения  $A_k$  принимали значения: KCV = 25 Дж/см<sup>2</sup>, % В = 50 и  $a_p = 12$  Дж/см<sup>2</sup>. Соответствующие критические температуры в таком случае можно обозначить как  $T_{k25}^{KCV}$ ,  $T_{k50}^В$  и  $T_{k12}^{a_p}$ . При использовании других критериальных значений это специально отмечено в тексте.

### **2.10.2. Диаграмма конструкционной вязкости**

При выборе стали для изготовления ответственных конструктивных элементов определяющими часто являются две характеристики: предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и критическая температура хрупкости  $T_k$ . При

правильном инженерном подходе первая должна обеспечить несущую способность конструкции. С помощью второй характеристики конструктор старается свести до минимума вероятность возникновения хрупких разрушений в эксплуатационных условиях. В связи с этим совершенно естественно классифицировать стали, располагая их в определенный ряд в зависимости от их значений  $\sigma_{0,2}$  и  $T_K$ . Для этой цели можно использовать декартову систему координат, по оси абсцисс которой отложены значения  $\sigma_{0,2}$ , а по оси ординат –  $T_K$  (рис. 2.58). В этой координатной системе каждая сталь может быть представлена одной точкой, например  $A$ . Диаграмма такого типа названа диаграммой конструкционной вязкости [41]. Критическая температура может определяться различными способами, и в зависимости от этого практическое приложение диаграммы будет различно.

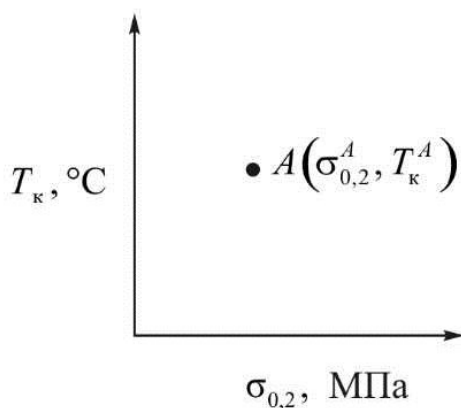


Рис. 2.58. Построение диаграммы конструкционной вязкости

В [31] построена диаграмма конструкционной вязкости в координатной системе  $\sigma_{0,2} - T_{K12}^{ap}$  для большого числа низкоуглеродистых и низколегированных сталей, распределенных в зависимости от их химического состава, структуры, способа получения на 8 различных групп (табл. 2.2). Диаграмма представлена на рис. 2.59. Ее анализ даст очень хорошее представление о возможностях современной металлургии и металловедения создавать стали, которые в состоянии выполнять очень широкий диапазон требований, начиная от стали с обычным качеством, как, например, СтЗсп (область 1), и заканчивая наиболее точно изготовленными в Японии сталями для магистральных газопроводов (область 8). Этот тип диаграмм может быть использован для выбора стали и метода

ее получения, чтобы удовлетворить определенные технические требования для данной конструкции по отношению к ее прочности ( $\sigma_{0,2}$ ) и склонности к хрупкому разрушению ( $T_K$ ).

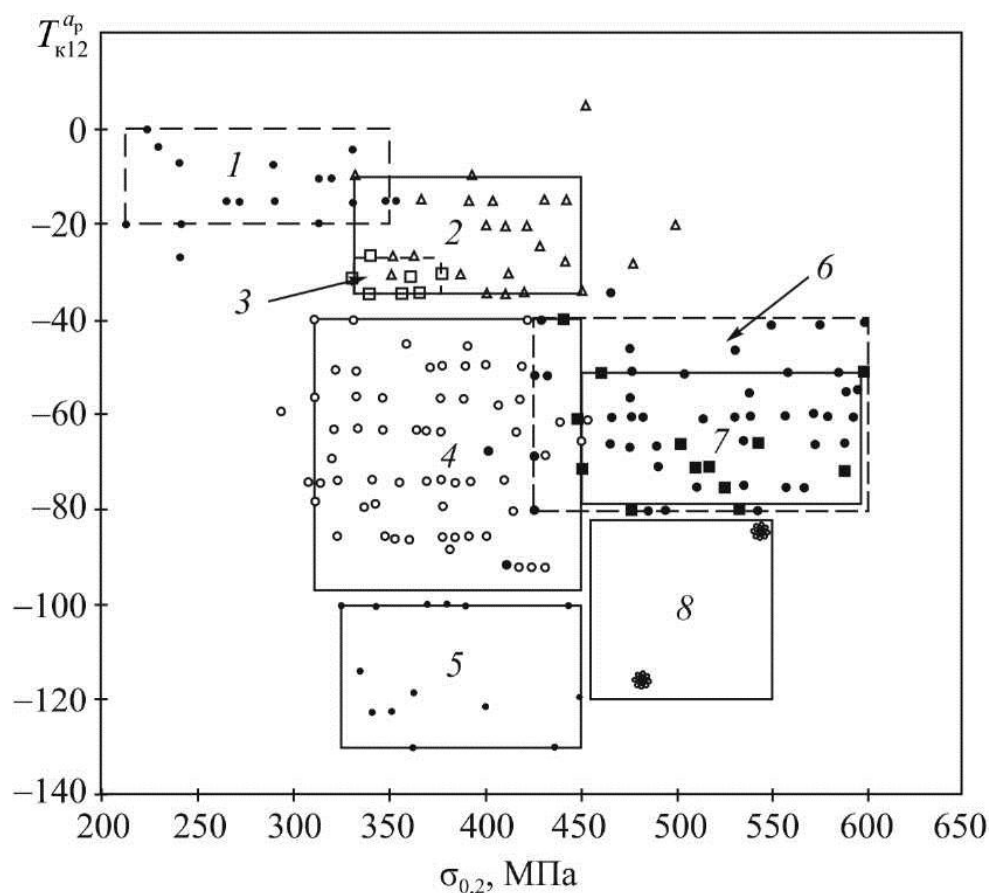


Рис. 2.59. Диаграмма конструкционной вязкости низкоуглеродистых низколегированных сталей

Таблица 2.2

Характерные области диаграммы конструкционной вязкости

| Область | Тип стали                                                                                    | $d_3$ ,<br>мкм | $\sigma_{0,2}$ , МПа |     | $T_{K12}^{KCT}$ , °C |     |
|---------|----------------------------------------------------------------------------------------------|----------------|----------------------|-----|----------------------|-----|
|         |                                                                                              |                | min                  | max | min                  | max |
| 1       | Стали СтЗсп и 18Гпс                                                                          | 28             | 220                  | 350 | -20                  | 0   |
| 2       | Низколегированные стали<br>(C = 0,1...0,2 %)                                                 | 20             | 330                  | 450 | -35                  | -10 |
| 3       | Сталь 09Г2С                                                                                  | 20             | 330                  | 380 | -35                  | -25 |
| 4       | Малоperlитные нормализованные стали (C = 0,05...0,10 %),<br>упрочненные карбонитридной фазой | 12             | 310                  | 450 | -100                 | -40 |

Окончание табл. 2.2

| Область | Тип стали                                                                                                                                                | $d_{\Sigma}$ ,<br>мкм | $\sigma_{0,2}$ , МПа |     | $T_{к12}^{КСГ}$ , °С |     |
|---------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------|----------------------|-----|----------------------|-----|
|         |                                                                                                                                                          |                       | min                  | max | min                  | max |
| 5       | Малоperlитные нормализованные стали ( $C = 0,05\%$ ), легированные никелем и упрочненные карбонитридной фазой                                            | 7                     | 320                  | 450 | -130                 | -90 |
| 6       | Малоperlитные горячекатаные стали ( $C = 0,05 \dots 0,10\%$ ), упрочненные карбонитридной фазой                                                          | 10                    | 430                  | 600 | -80                  | -40 |
| 7       | Термоупрочненные низкоуглеродистые низколегированные стали ( $C = 0,1 \dots 0,2\%$ )                                                                     | —                     | 450                  | 600 | -80                  | -50 |
| 8       | Малоperlитные стали ( $C = 0,05 \dots 0,10\%$ ), легированные молибденом, упрочненные карбонитридной фазой, полученные по методу контролируемой прокатки | 5                     | 470                  | 530 | -120                 | -80 |

## 2.11. Определение трещиностойкости металлов при циклическом нагружении

### 2.11.1. Основные понятия

Усталость металлов – это процесс постепенного накопления повреждений в материале под воздействием переменных напряжений и деформаций, которые приводят к изменению свойств, образованию трещин и разрушению образца (детали). Обыкновенно рассматривают два вида усталости металлов: многоцикловую и малоцикловую.

*Многоцикловая усталость* протекает в условиях упругого деформирования, а разрушение наступает при числе циклов  $N > 10^4$ . Эта граница условна и зависит от вида металла и условий нагружения.

*Малоцикловая усталость* протекает в условиях упругопластической деформации, а разрушение наступает при числе циклов  $N < 10^4$ . Этот вид усталости иногда называют циклической деформационной усталостью.

*Цикл напряжения (деформации)* – совокупность последовательных значений напряжений (деформаций) за один период  $T$  от их изменения в течение времени  $\tau$  при регулярном нагружении (рис. 2.60).

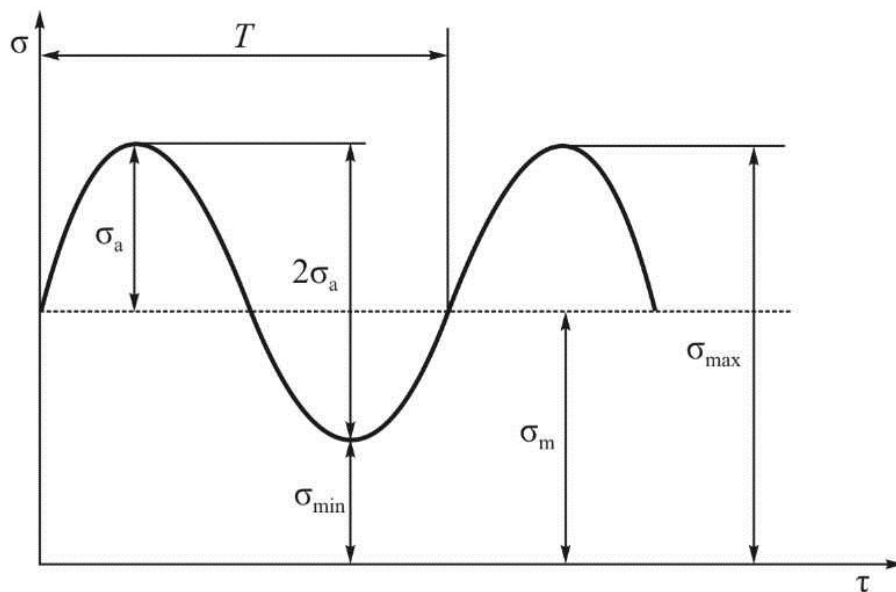


Рис. 2.60. Синусоидальный цикл напряжения и его параметры

*Регулярное нагружение* – нагружение, характеризующееся периодичным законом изменения нагружения во времени, с одним максимумом и одним минимумом в течение одного периода при сохранении постоянных характеристик цикла нагружения во время испытания на усталость или при эксплуатации. На рис. 2.61 представлены некоторые типичные примеры регулярных циклов напряжения.

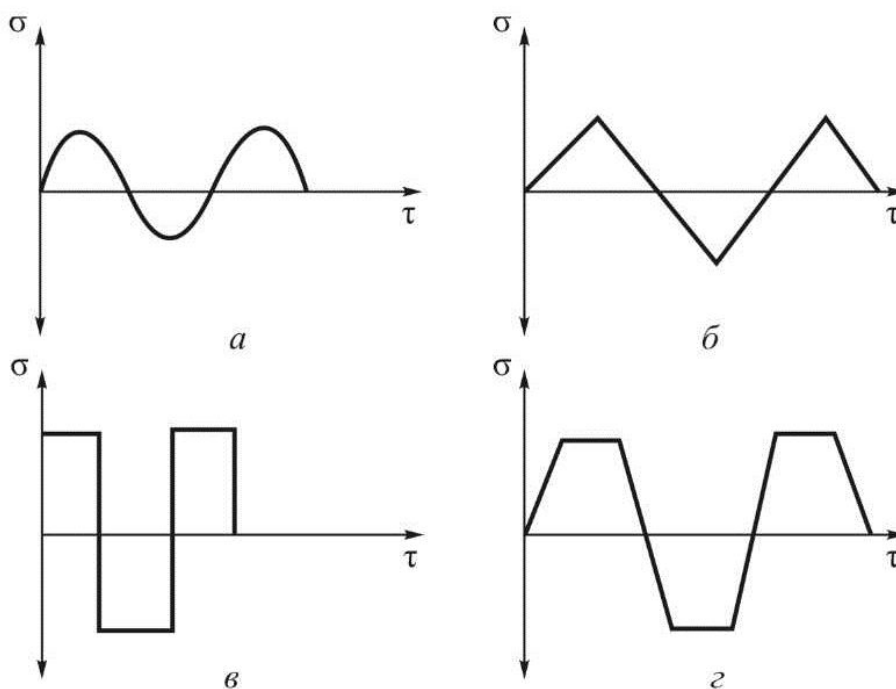


Рис. 2.61. Типичные регулярные циклы напряжений: *а* – синусоидальный; *б* – треугольный; *в* – прямоугольный; *г* – трапециевидный

*Нерегулярное (случайное) нагружение* – всякий вид нагружения, которое нерегулярно. На рис. 2.62 показан пример такого нагружения, характерного для элементов корпуса самолета [42].

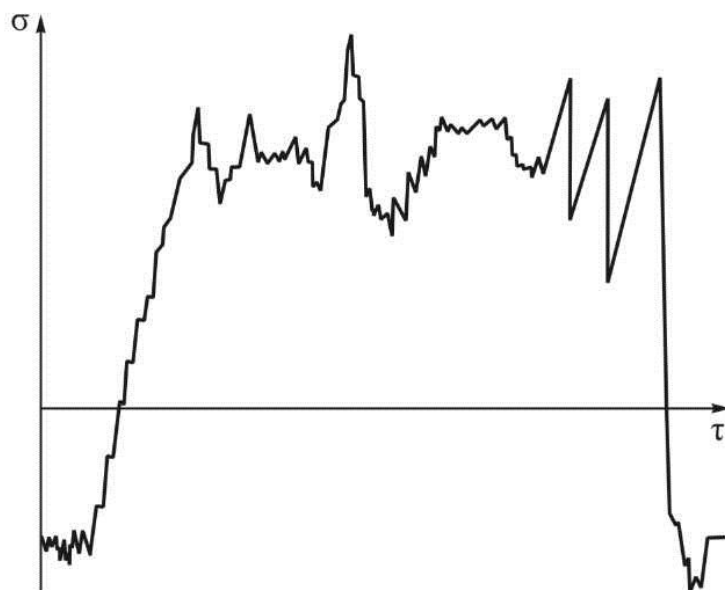


Рис. 2.62. Пример случайной зависимости напряжения от времени, характерной для элемента корпуса самолета во время эксплуатации

**Параметры цикла нагружения.** На рис. 2.60 показан один синусоидальный цикл напряжения, который характеризуется следующими параметрами:

- $\sigma_{\max}$  – максимальное напряжение цикла,
- $\sigma_{\min}$  – минимальное напряжение цикла,
- $\sigma_m$  – среднее напряжение цикла,
- $\sigma_a$  – амплитуда напряжения цикла,
- $2\sigma_a$  – размах напряжения цикла,
- $R$  – коэффициент асимметрии цикла,  $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ ,
- $T$  – период цикла.

Между параметрами цикла напряжения существуют следующие соотношения:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{\max} &= \sigma_m + \sigma_a, \\ \sigma_{\min} &= \sigma_m - \sigma_a, \\ \sigma_m &= \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}, \\ 2\sigma_a &= \sigma_{\max} - \sigma_{\min}. \end{aligned} \right\}$$



В зависимости от значений  $\sigma_{\max}$  и  $\sigma_{\min}$  циклы имеют различный характер и свои специфические названия, которые широко используются в литературе. На рис. 2.63 показано возможное расположение синусоидальных циклов и их название.

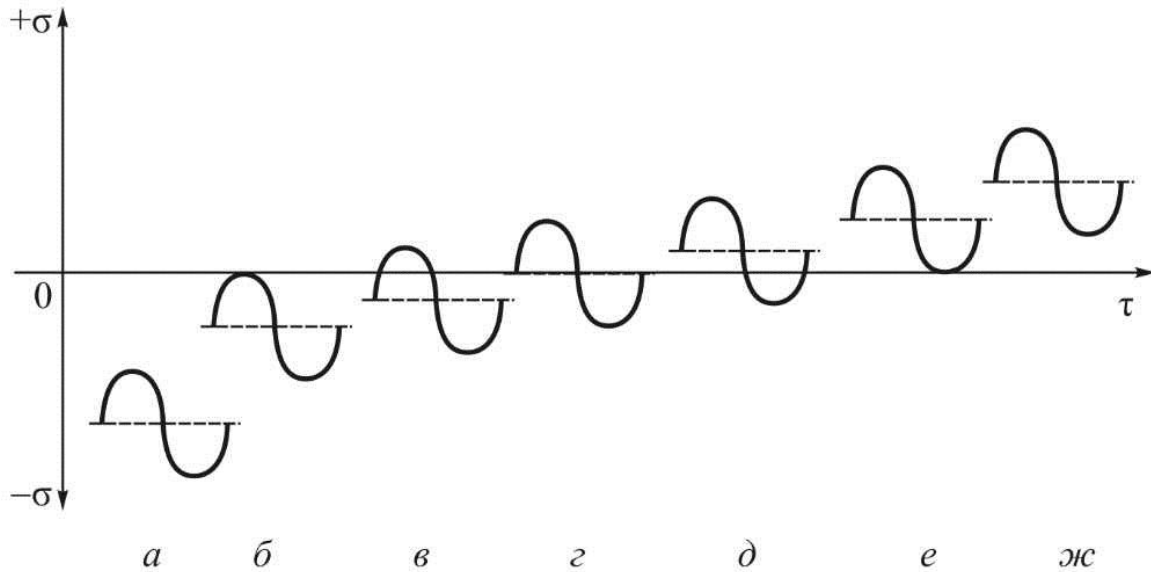


Рис. 2.63. Виды синусоидальных циклов напряжения

Знакопостоянные циклы представлены на рис. 2.63, *а*, *б*, *е*, *ж*. Симметричный цикл – на рис. 2.63, *г*. При нем  $\sigma_{\max} = -\sigma_{\min}$  и коэффициент асимметрии  $R = -1$ .

Асимметричный цикл – все случаи, за исключением симметричного. При этом  $|\sigma_{\max}| \neq |\sigma_{\min}|$ . Пульсирующий цикл представлен на рис. 2.63, *б* и *е*.

В случае рис. 2.63, *б*  $\sigma_{\max} = 0$ , а  $R = \infty$ , а в случае рис. 2.63, *е*  $\sigma_{\min} = 0$ , а  $R = 0$ .

При наличии трещины определенного размера  $\ell$  значения действующего коэффициента интенсивности напряжений  $K$  вычисляются с помощью (2.24) или, если идет разговор об образце конечного размера, путем введения соответствующей тарировочной функции

$K_I = \sigma \sqrt{\pi \ell} Y \left( \frac{\ell}{b} \right)$ . Обычно используют выражения

$$\left. \begin{aligned} K_{\max} &= \sigma_{\max} \sqrt{\pi \ell}, \\ K_{\min} &= \sigma_{\min} \sqrt{\pi \ell}, \\ \Delta K &= K_{\max} - K_{\min}, \\ R &= \frac{K_{\min}}{K_{\max}}. \end{aligned} \right\}$$

При проведении лабораторных испытаний часто используют пульсирующий (отнулевой) цикл  $\sigma_{\min} = 0$ , при котором  $\Delta K = K_{\max}$ .

### 2.11.2. Напряженно-деформированное состояние перед фронтом трещины

Напряженно-деформированное состояние перед фронтом усталостной трещины рассмотрено Райсом [43]. Полезные дополнения и уточнения можно найти в работах [44, 45]. Обсудим подробнее этот исключительно важный вопрос.

Пусть мы имеем образец с центральной трещиной длиной  $2\ell$  (рис. 2.64, а), подвергнутый синусоидальному циклическому нагружению (рис. 2.64, б). В точках  $a_1$ ,  $a_2$  и  $a_3$  действуют максимальные напряжения  $\sigma_{\max}$ , а в точках  $b_1$ ,  $b_2$  и  $b_3$  – минимальные  $\sigma_{\min}$ . На рис. 2.65, а показан испытуемый образец в момент, когда на него действует напряжение  $\sigma = \sigma_{\max}$  (т.  $a_1$ ), а на рис. 2.65, б, когда  $\sigma = \sigma_{\min}$  (т.  $b_1$ ). Как мы видим, это напряжение можно представить как состоящее из двух напряжений  $\sigma_{\max}$  и  $-\Delta\sigma$ , т.е.  $\sigma_{\min} = \sigma_{\max} - \Delta\sigma$ .

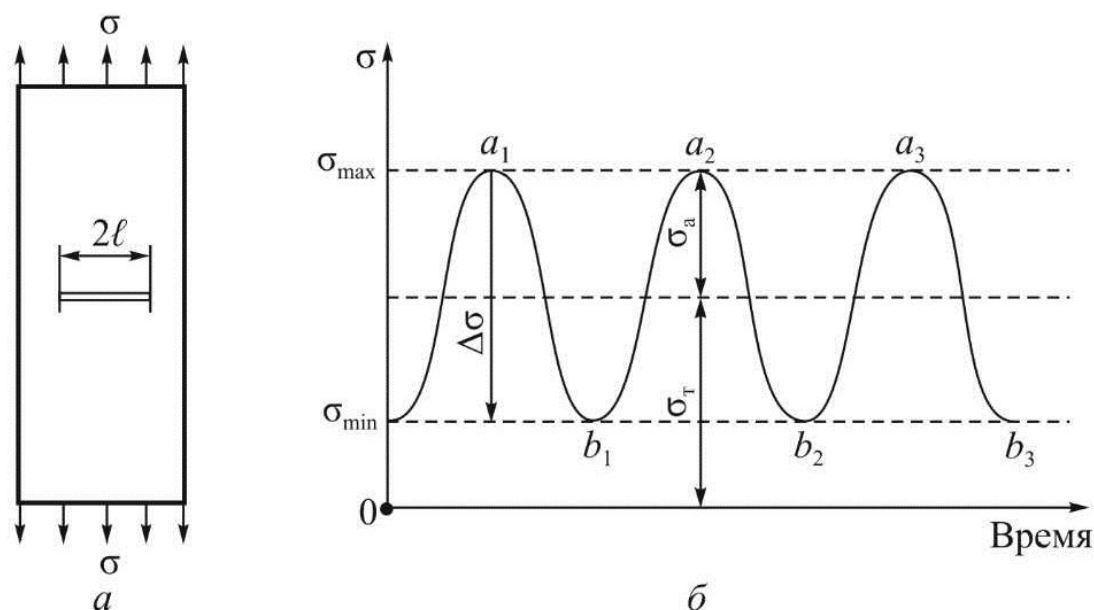


Рис. 2.64. Образец с центральной трещиной (а), подвергающийся переменному напряжению  $\sigma$ , созданному синусоидальным циклом напряжения (б)

Используя уравнения механики разрушения (2.22) и (2.24), можем записать напряжение  $\sigma_y$  перед фронтом трещины в следующем виде:

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi x}} = \frac{\sigma\sqrt{\pi\ell}}{\sqrt{2\pi x}} = \sigma\sqrt{\frac{\ell}{2x}},$$

где  $\sigma$  – действующее брутто-напряжение.

Для точек  $a_1$  и  $b_1$  соответствующие выражения для напряжений перед фронтом трещины приобретут вид:

$$\begin{aligned}\sigma_{a_1} &= \sigma_{\max}\sqrt{\frac{\ell}{2x}}, \\ \sigma_{b_1} &= \sigma_{\max}\sqrt{\frac{\ell}{2x}} - \Delta\sigma\sqrt{\frac{\ell}{2x}} = (\sigma_{\max} - \Delta\sigma)\sqrt{\frac{\ell}{2x}}.\end{aligned}\quad (2.33)$$

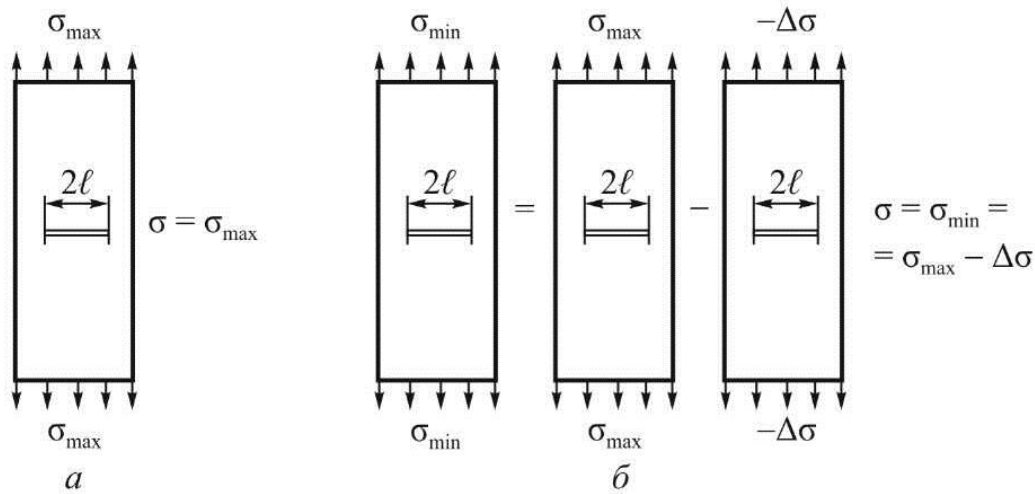


Рис. 2.65. Номинальные напряжения (см. рис. 2.64) в точках  $a_1$  (*a*) и  $b_1$  (*b*)

Напряженно-деформированное состояние перед фронтом трещины  $\ell$  при циклическом нагружении схематически представлено на рис. 2.66. По оси абсцисс нанесено расстояние  $x$  перед вершиной трещины, а по оси ординат – действующие напряжения  $\sigma$ .

Рассмотрим случай, когда при первом полуцикле нагружения напряжение постепенно нарастает и в т.  $a_1$  (см. рис. 2.64, *b*) достигает максимального значения  $\sigma = \sigma_{\max}$ . В соответствии с упругой механикой разрушения (см. рис. 2.66) напряжения перед фронтом трещины изменяются по линии  $M_1M_T M_2$ . В точке  $M_T$  наступает течение материала, и он начинает деформироваться при напряжении  $\sigma = \sigma_T$ . В это же время параллельно протекает процесс упрочнения по линии  $M_T L A_1$ .

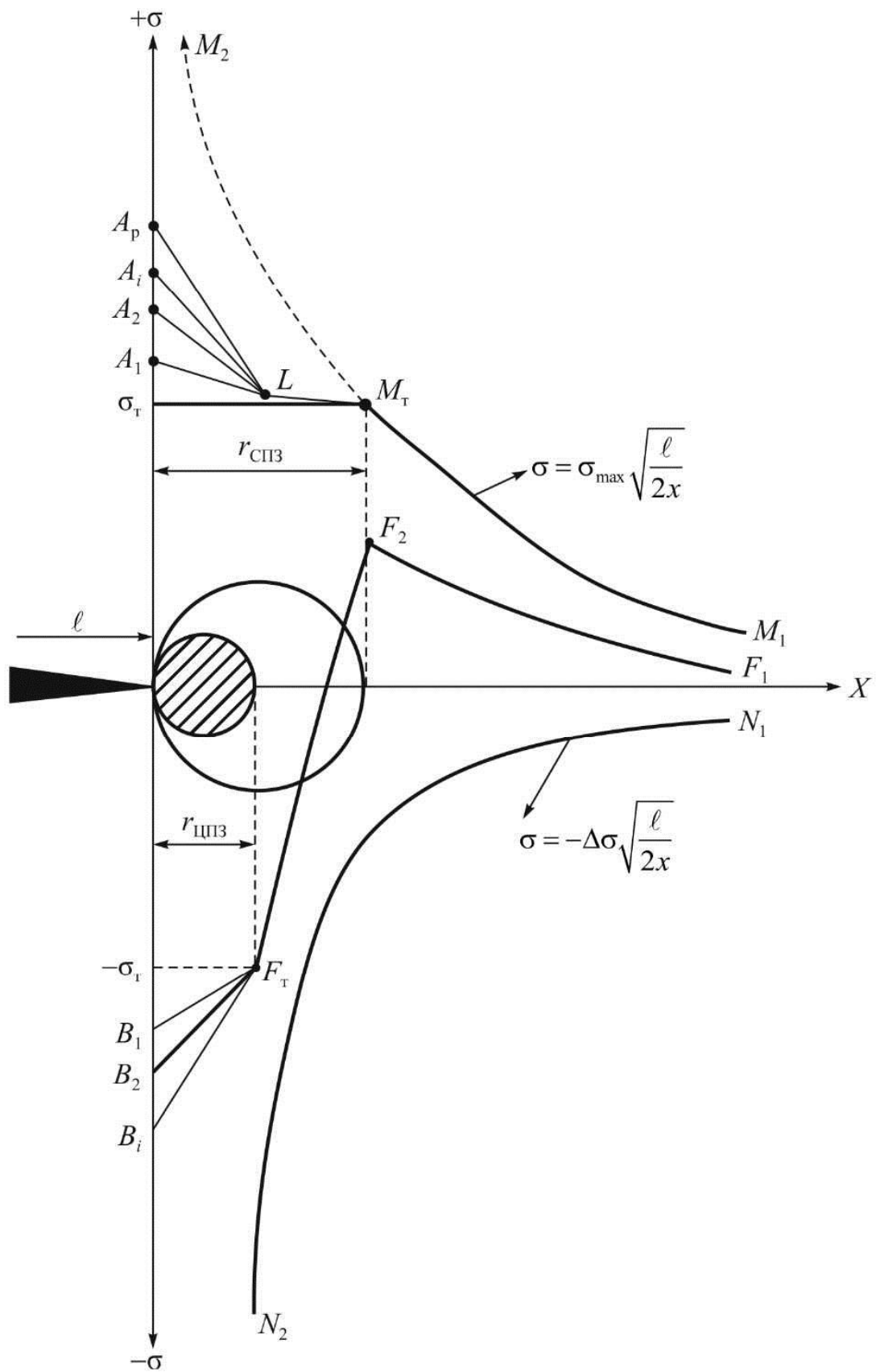


Рис. 2.66. Схема образования статической пластической зоны и циклической пластической зоны перед вершиной усталостной трещины

После начала процесса пластической деформации в точке  $M_T$  перед фронтом трещины образуется пластическая зона, называемая *статической пластической зоной* (СПЗ). Она называется статической, потому что образуется только под действием растягивающего напряжения  $\sigma_{\max}$  в т.  $a_1$  и не связана с процессами циклического нагружения, которые протекают дальше этой точки. Сечение этой зоны условно принято за круг, размер которого обозначен как  $r_{\text{СПЗ}}$ .

Рассмотрим эпюру напряжений в т.  $b_1$ , когда  $\sigma = \sigma_{\min}$  (см. рис. 2.64, б). В соответствии с уравнением (2.33) она будет описываться разницей между эпюрами  $M_1M_T LA_1$  и  $N_1N_2$  и будет представлена графиком  $F_1F_2F_TB_1$ . В данном случае эпюрой  $N_1N_2$  описывается изменение напряжений  $-\Delta\sigma\sqrt{\frac{\ell}{2x}}$ . Эта зависимость в т.  $F_2$  начинает резко снижаться, потому что в т.  $M_T$ , т.е. на границе СПЗ, когда начинается течение материала, рост напряжений начинает сильно задерживаться (линия  $M_T LA_1$ ). Точка  $F_T$  находится уже в области сжимающих напряжений, и при достижении этой точки, т.е. когда материал снова начинает течь (при  $-\sigma = -\sigma_1$ ), образуется вторая пластическая зона, названная *циклической пластической зоной* (ЦПЗ), размер которой  $r_{\text{ЦПЗ}}$ . Эта зона связана уже только с процессом циклического нагружения и образуется в полувцикле разгрузки. Именно в ЦПЗ протекают все те процессы, которые постепенно приводят к разрушению материала перед концом трещины и, таким образом, к ее подрастанию. При реализации второго полувцикла нагружения, т.е. при приближении к точке  $a_2$  (рис. 2.64, б), при достижении т.  $L$  на границе ЦПЗ (см. рис. 2.66), в которой материал уже дополнительно упрочнен, эпюра напряжений изменится и за этот второй цикл опишет линию  $LA_2$ . Изменение напряжений в этом случае описывается выражением

$$\sigma = \sigma_T \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_T} \right)^\lambda,$$

где  $\varepsilon$  – общая деформация;  $\varepsilon_T$  – упругая деформация при наступлении текучести материала;  $\lambda$  – коэффициент, учитывающий деформационное упрочнение материала.

При переходе от т.  $a_2$  к т.  $b_2$  (рис. 2.64, б) протекают процессы, аналогичные тем, которые мы рассмотрели при переходе к т.  $b_1$ . После реализации определенного числа циклов напряжение перед концом трещины доходит до значений, при которых материал разрушается (т.  $A_p$ ).

Как уже было сказано, цилиндрические формы СПЗ и ЦПЗ на рис. 2.66 условны. В действительности формы этих зон очень сложны, и их более реальный вид представлен на рис. 2.67.

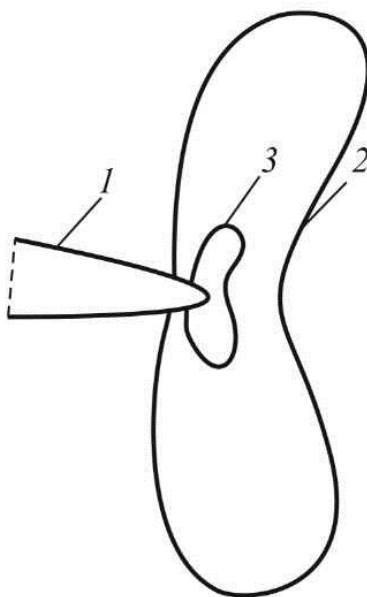


Рис. 2.67. Характерные зоны перед фронтом трещины:

1 – трещина; 2 – статическая пластическая зона;

3 – циклическая пластическая зона

Для определения размера статической пластической зоны в условиях ПДС Ирвин предложил зависимость, которая в случае циклического нагружения может быть записана как

$$r_{\text{СПЗ}}^* = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_{\text{max}}}{\sigma_{0,2}} \right)^2.$$

Для определения радиуса ЦПЗ, который, естественно, меньше радиуса СПЗ, Ёкобори предложил формулу, в которой коэффициент  $B = 0,0075$  [46]:

$$r_{\text{ЦПЗ}} = B \left( \frac{\Delta K}{\sigma_{0,2}} \right)^2. \quad (2.34)$$

### **2.11.3. Механизм распространения усталостной трещины**

Рассмотрим с позиций механики разрушения условия, при которых трещина распространяется при однократном и циклическом нагружении [45, 47, 48]. Как уже было отмечено, согласно силовому подходу,

предложенному Ирвином, трещина начинает развиваться при реализации условия

$$K = K_C, \quad (2.35)$$

где  $K$  – коэффициент интенсивности напряжений, характеризующий напряженное состояние перед фронтом трещины, возникшее под воздействием усилий, создаваемых испытательной машиной или под действием эксплуатационного нагружения;  $K_C$  – критический коэффициент интенсивности напряжений, характеризующий трещиностойкость материала.

На рис. 2.68 схематически представлено изменение трещиностойкости материала  $K_C$  и действующего перед фронтом трещины коэффициента интенсивности напряжений  $K$ , создаваемого при статическом и циклическом нагружении в течение времени  $t$ .

На рис. 2.68, а показан случай, который реализуется при однократном нагружении. Материал характеризуется определенным постоянным значением  $K_C$ . В процессе нагружения коэффициент  $K$  непрерывно растет и в т. С, когда выполняется условие (2.35), трещина начинает развиваться.

На рис. 2.68, б рассмотрена ситуация, которая реализуется при усталостном нагружении. В этом случае трещиностойкость материала  $K_C$  и создаваемое циклическим нагружением значение  $K_{\max}$  – постоянные величины, при этом  $K_{\max} < K_C$ . Следовательно, при таком условии трещина при усталостном нагружении никогда не начнет развиваться так как не может реализоваться условие (2.34), т.е.  $K_{\max} = K_C$ . На практике, однако, усталостная трещина развивается, при этом постепенно, что может реализоваться единственно при условии, если значение  $K_C$  материала перед фронтом трещины каким-то образом снизится до значения  $K_{\max}$ .

Именно такие процессы протекают в циклической пластической зоне (ЦПЗ) (рис. 2.68, в), в которой в результате деформаций трещиностойкость материала  $(K_C)_{\text{ЦПЗ}}$  постепенно уменьшается, пока не достигнет значения в т. С; в ней выполнится условие (2.35), которое в данном случае для развития усталостной трещины может быть записано следующим образом:

$$K_{\max} = (K_C)_{\text{ЦПЗ}}. \quad (2.36)$$

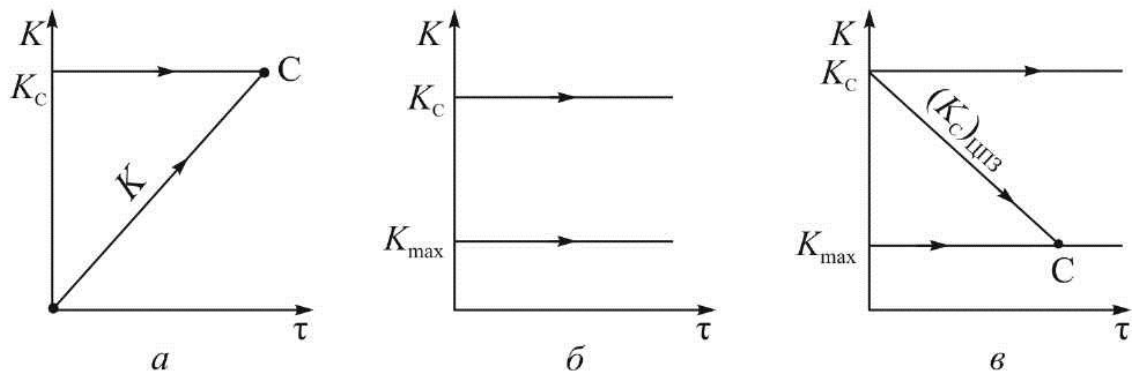


Рис. 2.68. Изменение трещиностойкости материала  $K_C$  и действующего значения КИН  $K_{\max}$  перед фронтом трещины в зависимости от времени нагружения  $\tau$ : *а* – статическое нагружение; *б* – усталостное нагружение при постоянном значении  $K_C$  перед фронтом трещины; *в* – усталостное нагружение при непрерывном снижении  $K_C$  в ЦПЗ

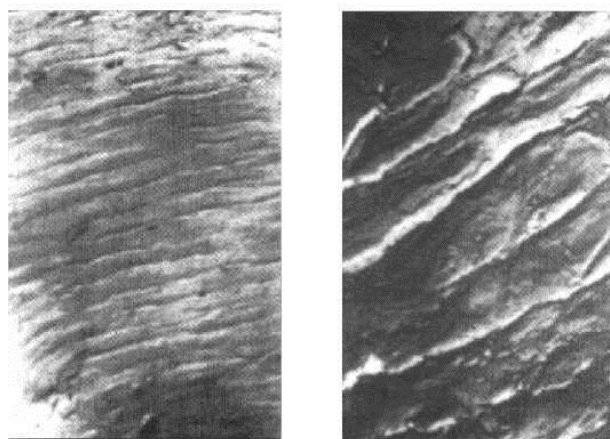
Снижение  $(K_C)_{\text{ЦПЗ}}$  означает охрупчивание материала, и развитие усталостной трещины, особенно в многоцикловой области, протекает в условиях ярко выраженного хрупкого разрушения. Усталостная трещина развивается дискретно, шаг за шагом, так как необходимое охрупчивание для исполнения условия (2.36) реализуется в очень маленькой пластической зоне. Начав двигаться, трещина останавливается на определенном расстоянии перед фронтом, где материал еще недостаточно охрупчен, т.е.  $K_{\max} < (K_C)_{\text{ЦПЗ}}$ . Значит, необходимо дальнейшее циклирование, чтобы выполнить условие (2.36). Такое постоянное проскакивание и остановка трещины при циклическом нагружении является причиной образования характерного бороздчатого рельефа усталостного излома (рис. 2.69).

Схема на рис. 2.68, *в* значительно упрощена и не позволяет указать на ряд достаточно важных моментов, связанных с развитием усталостной трещины. Рассмотрим более подробно схему, представленную на рис. 2.70. По оси абсцисс нанесено число циклов  $N$ . Индексом  $n_i$  обозначены те из циклов, при которых трещина стартует и в очередной раз увеличивает свой длину на один шаг. Индекс  $i$  в этом случае означает очередной номер шага трещины. Обозначим длину этих шагов  $b_i$ .

По ординатной оси наносятся значения коэффициента интенсивности напряжений  $K$ . Начальная трещина длиной  $\ell$  под действием циклического нагружения растет, делая последовательные шаги. Рассмотрим процессы, протекающие перед фронтом трещины в момент, когда



сделан очередной шаг  $b_i$  после реализации  $N_i$  циклов (т. 1). Обозначим длину трещины в этот момент  $\ell_{n_i}$ , а соответствующие значения коэффициента интенсивности напряжений, действующего перед фронтом трещины,  $(K_{\ell_{n_i}})_{\max}$ . Трещина перестала расти в т. 1, поскольку ЦПЗ встретила материал с более высокой трещиностойкостью (т. 1'), т.е.  $(K_{\ell_{n_i}})_{\max} < (K_C)_{\text{ЦПЗ}}$ . Это означает, что условие (2.36) не выполняется.



*a*

*б*

Рис. 2.69. Усталостные бороздки в изломе, полученные при циклическом нагружении армко-железа,  $\times 4000$ :  
*a* – при малых значениях  $K_{\max}$ ; *б* – при больших значениях  $K_{\max}$

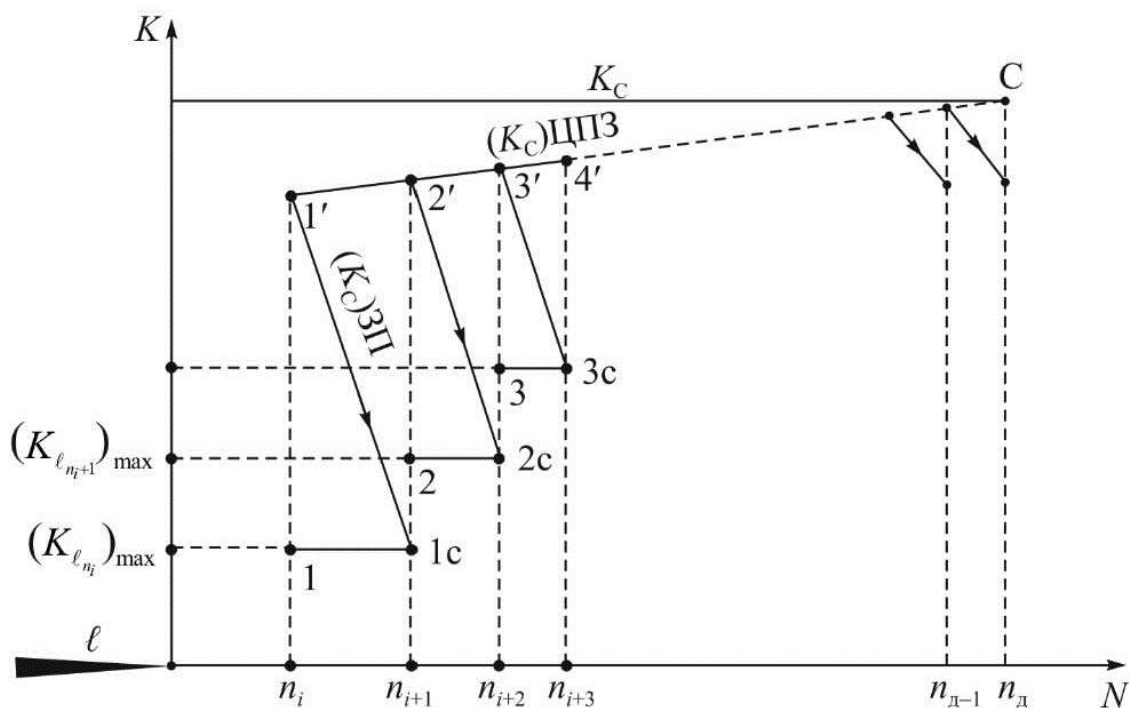


Рис. 2.70. Схема механизма развития усталостной трещины

В книге [51] введено представление о так называемой *зоне предразрушения (ЗП)*, которая охватывает только часть циклической пластической зоны (рис. 2.71) и расположена непосредственно перед фронтом трещины. Именно в ЗП подготавливается и реализуется очередное подрастание усталостной трещины. Обозначим критические значения  $K_C$  в ЗП как  $(K_C)_{ЗП}$ . В процессе циклического нагружения материал в ЗП охрупчивается условно по линейному закону от т. 1' до т. 1с. В точке 1с выполняется условие (2.36) и трещина снова стартует, выполняя очередной шаг длиной  $b_i$ . Условие (2.36) в этом случае запишется как

$$\left(K_{\ell_n}\right)_{\max} = (K_C)_{ЗП}. \quad (2.37)$$

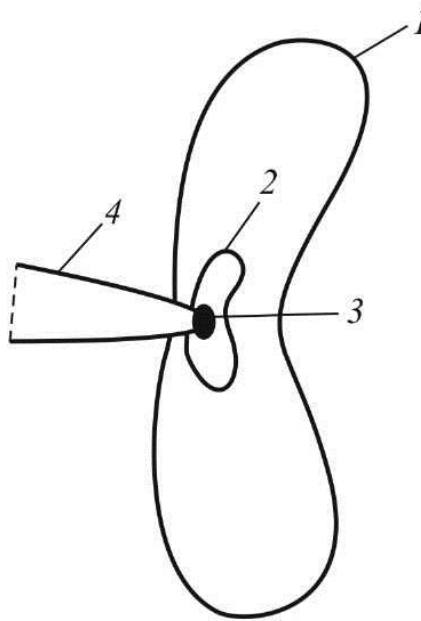


Рис. 2.71. Характерные зоны перед фронтом трещины:  
1 – статическая пластическая зона; 2 – циклическая  
пластическая зона; 3 – зона предразрушения;  
4 – трещина

Интервал изменения  $(K_C)_{ЗП}$  может быть выражен неравенством

$$\left(K_{\ell_n}\right)_{\max} \leq (K_C)_{ЗП} \leq (K_C)_{ЦПЗ}. \quad (2.38)$$

Уравнения (2.37) и (2.38) характеризуют процессы, определяющие развитие усталостной трещины с позиций механики разрушения.

В т. 1с после увеличения длины трещины на шаг  $b_i$ , в соответствии с (2.24) максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений увеличивается, приобретая значение в т. 2:

$$\left(K_{\ell_{n_i-1}}\right)_{\max} = \sigma_{\max} \sqrt{\pi(\ell_{n_i} + b)}.$$

Трещина размером  $\ell_{n_i+1}$  снова останавливается в ЦПЗ перед материалом с бóльшей трещиностойкостью в т. 2'. Под воздействием циклического нагружения продолжается процесс охрупчивания в соответствии с формулой (2.38) от т. 2' до т. 2с, когда снова будет выполнено условие типа (2.37). Очевидно, в т. 2с необходимое охрупчивание материала меньше, чем в т. 1с, поскольку  $\left(K_{\ell_{n_i-1}}\right)_{\max} > \left(K_{\ell_{n_i}}\right)_{\max}$ .

Таким образом, в процессе циклического нагружения шаг за шагом усталостная трещина постепенно растет, пока не достигнет последнего цикла  $N_d$ , при котором наступает разрушение (долом) образца (детали). В этом случае условие (2.37) выполнится в последний раз, и его можно будет записать в виде

$$\left(K_{\ell_{n_d}}\right)_{\max} = K_c,$$

где  $\ell_{n_d}$  – длина трещины в момент разрушения (долома);  $K_c$  – трещиностойкость испытываемого материала.

Усталостная трещина развивается в исключительно охрупченной зоне, потому что под воздействием пластических деформаций в ЦПЗ создается структура, имеющая гораздо более низкие критические значения коэффициента интенсивности напряжений по сравнению с исходным материалом. Усталостное разрушение является наиболее хрупким разрушением материала при данных условиях.

#### **2.11.4. Микростроение усталостных изломов**

Характерным признаком микростроения усталостного излома являются *усталостные бороздки (УБ)* (рис. 2.69). Эта особенность усталостного излома изучается с помощью электронного микроскопа, который имеет достаточно высокую разрешающую способность. Бороздки представляют собой, обобщенно говоря, последовательно расположенные полосы выпуклостей и впадин, которые располагаются параллельно фронту трещи-

ны. Они отмечают последовательные положения конца трещины, которая периодически – шаг за шагом – увеличивает свою длину. Бороздка является следом, полученным в результате остановки трещины.

Бороздки расположены перпендикулярно относительно направления распространения трещины. Они могут быть непрерывными и прерывистыми, более или менее правильными. Бороздки начинают появляться практически сразу после зарождения трещины, но не обязательно покрывают всю поверхность излома.

На рис. 2.72 [50] схематически показаны соответствующие половинки (верхняя и нижняя) усталостного излома с характерными бороздками. Сам излом состоит из отдельных участков, называемых *фестонами* или *террасами*. На рис. 2.72 показано 13 фестонов, которые разделены *ступеньками* (2), связывающими развивающиеся на различных уровнях соседние фестоны. Выпуклым фестонам (1) на верхней половине излома соответствуют вогнутые фестоны (3) на его нижней половине.

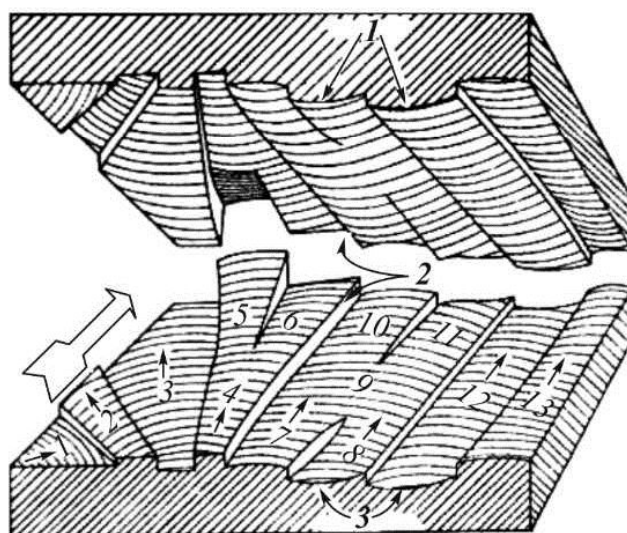


Рис. 2.72. Схема усталостного излома (верхняя и нижняя половинки):

1–13 – фестоны (террасы); 1 – выпуклые фестоны (террасы); 2 – ступеньки; 3 – вогнутые фестоны

Для бороздчатого излома (см. рис. 2.69) характерными являются два структурных элемента (рис. 2.73). Первый возникает после очередного старта трещины, которая начинает продвигаться относительно быстро, в результате чего образуется сравнительно гладкая поверхность участка  $b_1$ . Второй элемент представляет саму бороздку, которая образуется в месте остановки вершины усталостной трещины. На рис. 2.73 ширина

бороздки обозначена  $b_2$ . Таким образом, делая очередной шаг, усталостная трещина увеличивает свою длину на величину  $b$ . В соответствии с [59] минимальное измеренное расстояние между бороздками составляет около 100 Å (0,01 мкм). Многочисленные данные о расстоянии между бороздками обобщены в работе [60].

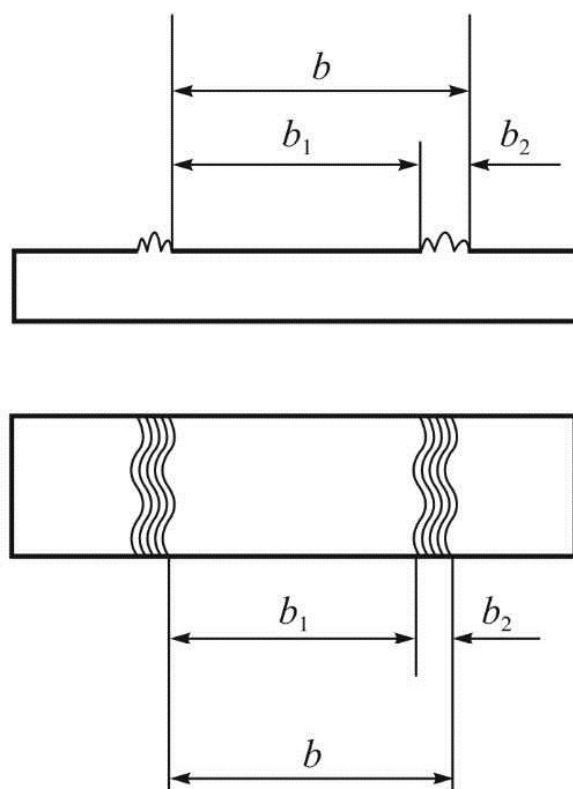


Рис. 2.73. Схема специфических элементов на поверхности борозчатого усталостного излома

Большое количество фрактографических подробностей, предложенных исследователями при описании усталостных изломов, в известном смысле камуфлируют основные элементы, которые характерны для этих изломов.

Сделано много предположений о возникновении усталостных бороздок и дан ряд объяснений этого явления. Так, Коцаньда [53, 54] считает, что образование бороздок есть результат пластической деформации в вершине трещины.

Возникновение усталостных бороздок в более сильно или более слабо выраженной форме должно быть результатом действия принципов, которые определяют развитие трещины как усталостной. Эти принципы следующие:

1. Усталостное разрушение в многоцикловой области с точки зрения механики разрушения исключительно хрупкое, поскольку протекает при низких значениях коэффициента интенсивности напряжений, в условиях нагружения.

2. Усталостная трещина развивается дискретно, шаг за шагом.

3. Усталостная трещина начинает каждый свой последующий шаг как хрупкая трещина в сильно охрупченном материале в циклической пластической зоне.

4. После очередного проскока усталостной трещины как хрупкой она снова останавливается, задержанная относительно более вязким, недостаточно охрупченным материалом.

5. Трещина делает следующий шаг после того, как относительно более вязкий материал перед ее фронтом охрупчивается до степени, достаточной для ее следующего проскока.

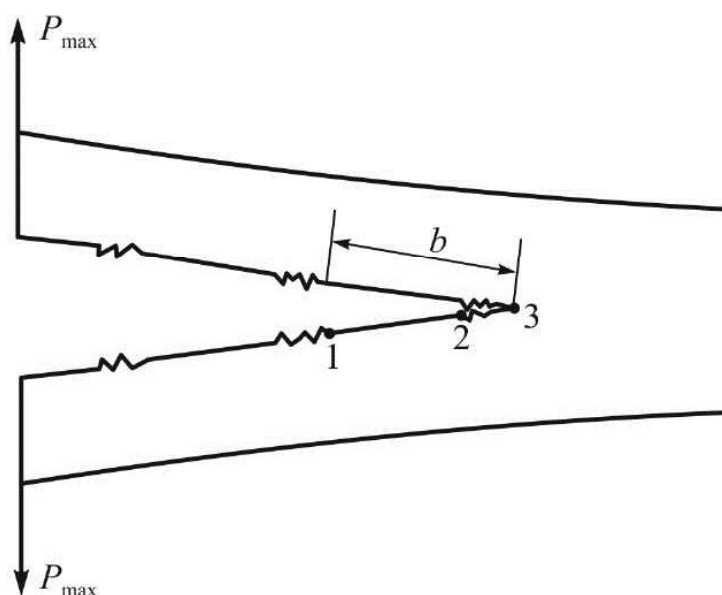


Рис. 2.74. Механизм образования бороздчатого усталостного излома

С учетом этих принципов для описания образования усталостных бороздок может быть предложен следующий механизм. На рис. 2.74 схематически показаны разрезы поверхностей усталостного излома. В соответствии с этой схемой в т. 1, когда выполняется условие (2.37), хрупкая усталостная трещина начинает распространяться на участке 1–2. В районе т. 2 материал более вязкий, условие (2.37) уже не выполняется – и трещина начинает останавливаться, разрушая с большей пластической деформацией участок 2–3. Таким образом, полный шаг  $b$  бороздчатой структуры состоит из хрупкого участка 1–2 и относительно вязкого 2–3, наблюдаемого в форме бороздки.



Рассмотренный механизм образования бороздчатого излома является только принципиальной схемой, которая должна подчеркнуть, что при старте очередного шага усталостной трещины она движется через более хрупкий материал, чем тот, который ее останавливает. Режим нагружения, специфическая структура канкретного сплава, температура, среда, в которой развивается усталостная трещина, и другие обстоятельства могут внести определенные особенности в рельеф поверхности излома, но принцип его образования сохраняется.

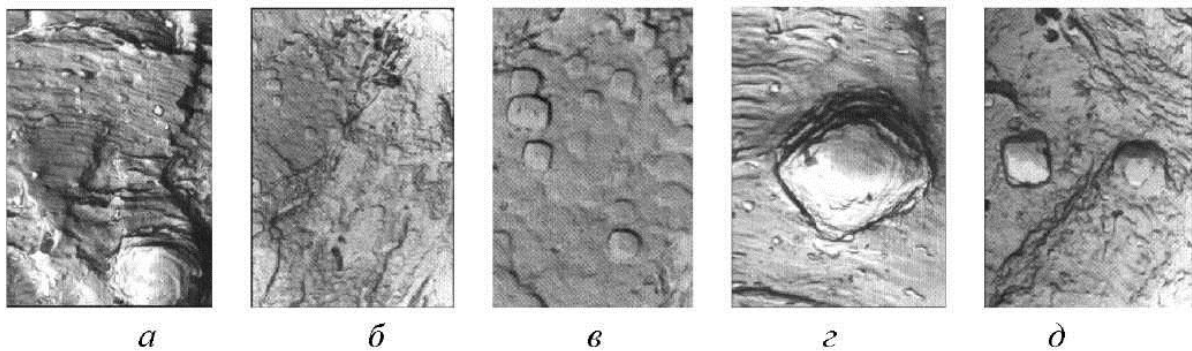


Рис. 2.75. Квадратные ямки травления на поверхности бороздчатого усталостного излома армко-железа.  
а, б –  $\times 4000$ ; в –  $\times 8000$ ; г, д –  $\times 10\,000$

Известно [55], что в феррите хрупкая трещина развивается по кристаллографическим плоскостям  $\{100\}$ . Проведен эксперимент [56, 57] с целью определения индексов кристаллографической плоскости, по которой распространяется усталостная трещина между двумя соседними бороздками (участок 1–2 на рис. 2.74). Производилось травление поверхности усталостного излома, чтобы проявились характерные ямки травления, по форме которых можно определить индексы этой кристаллографической плоскости. С поверхности излома была снята одноступенчатая угольная реплика, которая была исследована с помощью трансмиссионного электронного микроскопа. На рис. 2.75 представлены ямки, расположенные между двумя бороздками. Их квадратная форма показывает, что усталостная трещина распространяется по плоскостям  $\{100\}$ , которые характерны для развития хрупкой трещины в феррите. Этот эксперимент показывает, что усталостная трещина в многоцикловой области в кристаллографическом отношении развивается как типичная хрупкая трещина.

Шаг  $b$  (см. рис. 2.74), с которым продвигается усталостная трещина, зависит от величины размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ , при нарастании которого этот шаг увеличивается. Это можно проследить на рис. 2.76,  $a, б, в$ , где представлены зависимости  $b = f(\Delta K)$  для трех видов низкоуглеродистых сталей, испытанных при температурах  $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  [58]. Очевидно, с увеличением  $\Delta K$  размер циклической зоны растет (2.34), параллельно с этим растет и размер охрупчиваемого объема, в результате чего усталостная трещина продвигается все большими шагами. С понижением температуры повышается предел текучести  $\sigma_{0.2}$ , что ведет к уменьшению циклической пластической зоны (2.34) и, как следствие, к обратному эффекту, т.е. уменьшению величины шага трещины.

Важным является вопрос о числе циклов, необходимых для продвижения усталостной трещины на один шаг. Из данных [58], приведенных на рис. 2.76,  $г, д, е$ , видно, что при малых значениях  $\Delta K$  для продвижения усталостной трещины на один шаг необходимо, чтобы было реализовано несколько циклов нагружения, и только когда  $\Delta K$  достигнет достаточно большого значения, трещина начнет увеличивать свой размер по одному шагу за один цикл. Понижение температуры вызывает уменьшение числа циклов  $N$ , необходимых для охрупчивания материала до степени, достаточной для продвижения трещины на очередной шаг  $b$ . Физически это обстоятельство становится ясным из схемы, приведенной на рис. 2.77, которая по своему смыслу аналогична схеме, представленной на рис. 2.68,  $в$ . По оси абсцисс в данном случае вместо времени  $\tau$  нанесено число циклов  $N$ , а по оси ординат – значения коэффициента интенсивности напряжений  $K$ . Трещиностойкость материала обозначена как  $K_C$ , а значения действующего коэффициента  $K$  в зависимости от нагружения –  $K_{\max}$ . По линии  $K_C$  протекает охрупчивание материала в процессе циклического нагружения. Когда в устье трещины  $\ell$  действует напряжение  $K_{\max}$ , то после  $N$  циклов в т. С выполняется условие (2.36), и трещина продвигается на один шаг. Уменьшение значений  $K_C$  стали с понижением температуры от  $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $K_C^{-40} < K_C^{+20}$ ) ведет к уменьшению числа циклов  $N$  ( $N^{-40} < N^{+20}$ ).



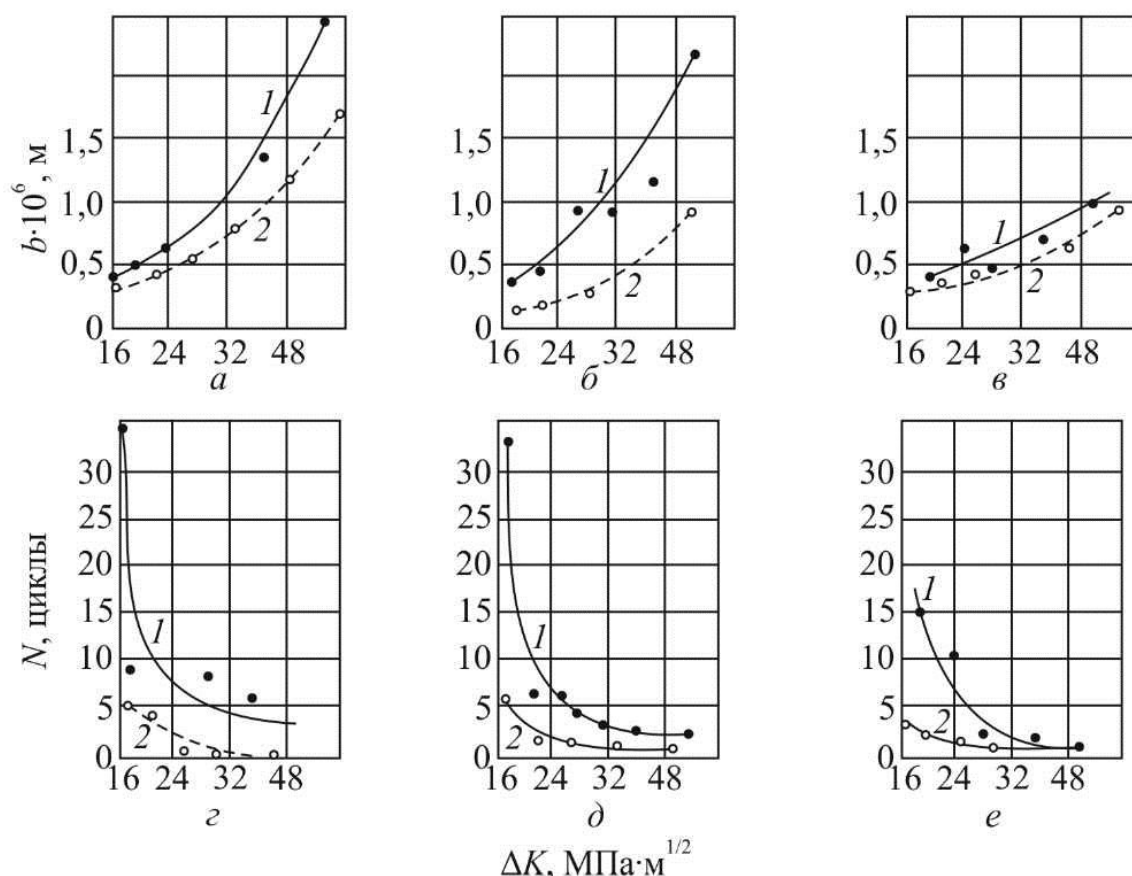


Рис. 2.76. Зависимость шага бороздки  $b$  (*a*, *б*, *в*) и числа циклов  $N$  (*г*, *д*, *е*), необходимых для продвижения усталостной трещины на один шаг, в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  для стали СтЗсп (*a*, *г*), 18Гпс (*б*, *д*) и 09Г2С (*в*, *е*) при температуре +20 °С (1) и –40 °С (2)

Эти результаты показывают, что при анализе эксплуатационных изломов необходим очень осторожный подход, когда с помощью фрактографического анализа пытаются определить скорость роста усталостных трещин. Сведения по этому вопросу читатель может найти в сборнике [59]. Необходимо иметь в виду, что на поверхности усталостного излома, кроме типичной для него борозчатой рельефной составляющей, встречаются такие рельефы, которые образуются на поверхности изломов, полученных при однократном нагружении.

На рис. 2.78 [60] представлены экспериментальные результаты, полученные при определении площадей, занятых различными рельефными составляющими, образовавшимися на поверхности усталостного излома сталей с различным содержанием углерода. На рис. 2.78, *a* представлены результаты, относящиеся к стали с содержанием углерода 0,22 %. Видно, что при низких значениях  $\Delta K$  (около  $80 \text{ кг/мм}^{3/2}$ ) около 80 % поверхности усталостного излома занимают тонкие непрерывные бороздки. Встреча-

ются и около 10 % неглубоких (мелких), обширных по площади ямок, на образование которых не требуется большого расхода энергии и которые обозначаются термином «плато» (рис. 2.79). Это очень хрупкие рельефные составляющие ямочного типа. Наблюдается также 10 % участков квазискола, который представляет собой хрупко разрушенные (расколотые) отдельные фрагментарные части кристаллитных зерен (рис. 2.80) или их границ. Они могут быть определены как хрупко разрушенные транссубкристаллические или интерсубкристаллические участки (фасетки).

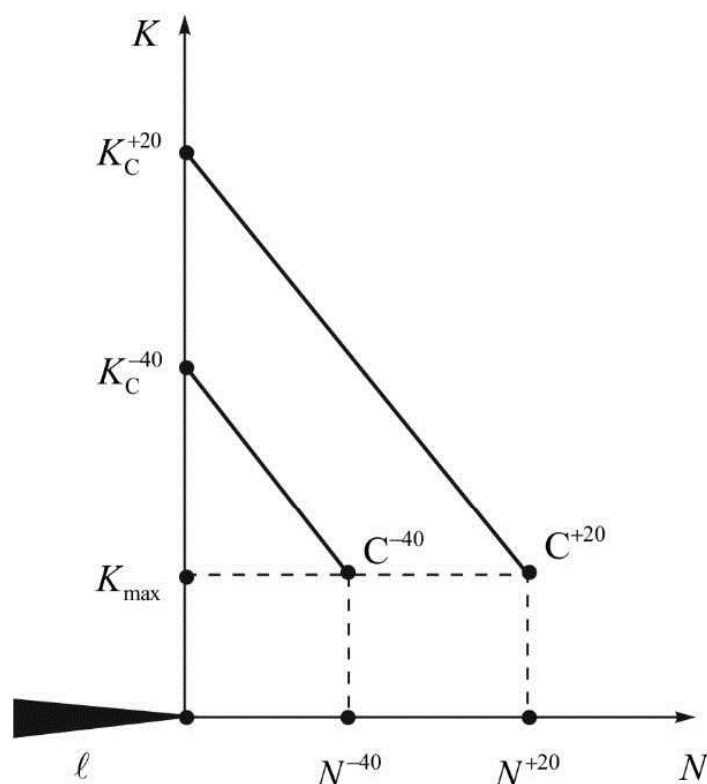


Рис. 2.77. Зависимость числа циклов  $N$ , необходимых для подготовки материала перед фронтом трещины  $\ell$  для реализации очередного шага  $b$ , от величины  $K_C$  при  $K_{\max} = \text{const}$

С увеличением  $\Delta K$  расстояние между усталостными бороздками растет, они становятся все более грубыми, но их длина, а также площадь, которую они занимают, непрерывно уменьшаются, а поверхность, занятая плато, увеличивается. Площадь квазискола изменяется меньше. Типичные для вязкого разрушения ямки начинают появляться в изломе только при  $\Delta K \approx 150 \text{ кг/мм}^{3/2}$  (рис. 2.78, а). При этих значениях  $\Delta K$  усталостные бороздки занимают около 20 %, а плато – 70 % от площади излома. Квазискол составляет около 10 %. Область долома состоит из 70 % плато и 30 % ямок, типичных для вязкого излома.

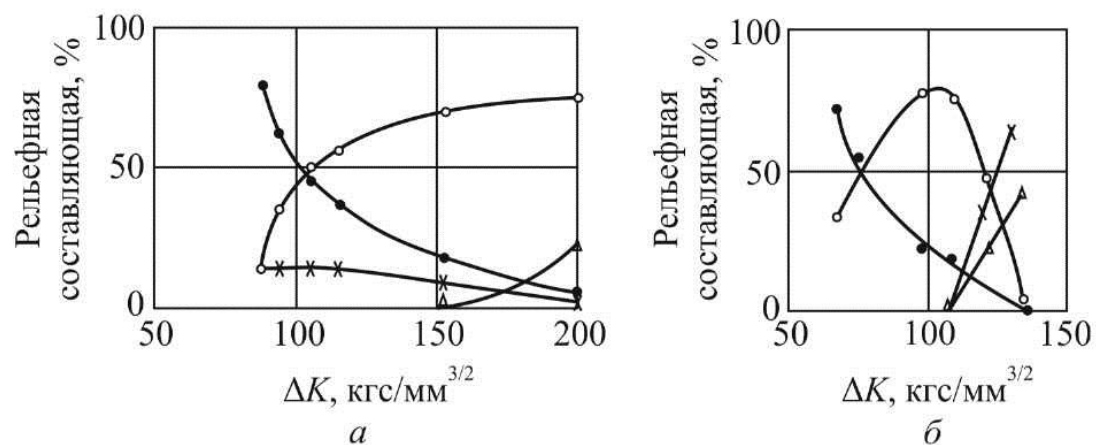


Рис. 2.78. Зависимость процента рельефных составляющих в изломе от  $\Delta K$  для сталей с содержанием углерода 0,20 % (а) и 0,67 % (б): а – ● усталостные бороздки; ○ плато; х – квазискол;  $\Delta$  – ямки; б – ● усталостные бороздки; ○ – квазискол, плато, разрушение по перлиту; х – речной узор;  $\Delta$  – ямки



Рис. 2.79. Плато, окруженное усталостными бороздками.  $\times 4000$

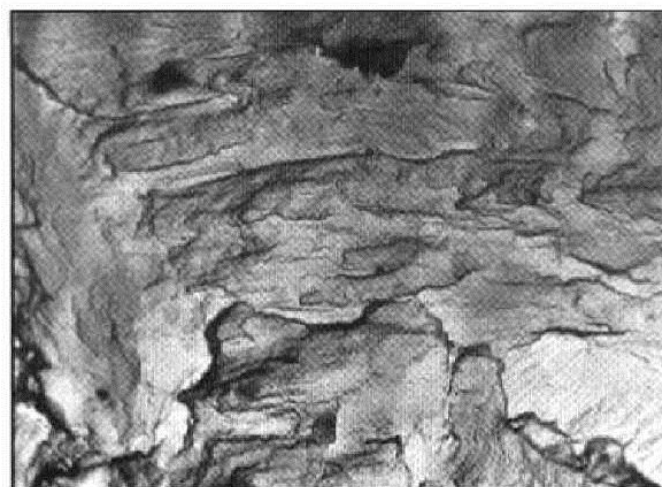


Рис. 2.80. Субтранскристаллические фasetки (квазискол).  $\times 4000$

Важно отметить, что часть излома, которая занята характерными усталостными бороздками, развивается по ферритной составляющей структуры, независимо от того, что 30 % от общего объема металла занимает перлит.

На рис. 2.78, б показан характер изменения рельефных составляющих в усталостном изломе стали с 0,67 % углерода. На начальном участке ( $\Delta K \approx 70 \text{ кг/мм}^{3/2}$ ) около 70 % поверхности занято плоскими бороздками, и 30 % – практически трудно различимыми ямками, плато и поперечно разрушенными перлитными колониями. При  $\Delta K \approx 100 \text{ кг/мм}^{3/2}$  уже до 80 % площади занято квазисколом, плато и разрушенными перлитными колониями. При дальнейшем увеличении  $\Delta K$  на поверхности излома начинают появляться участки, занятые ямками и речным узором (рис. 2.81), которые в долоте занимают соответственно 40 и 60 % от общей площади.

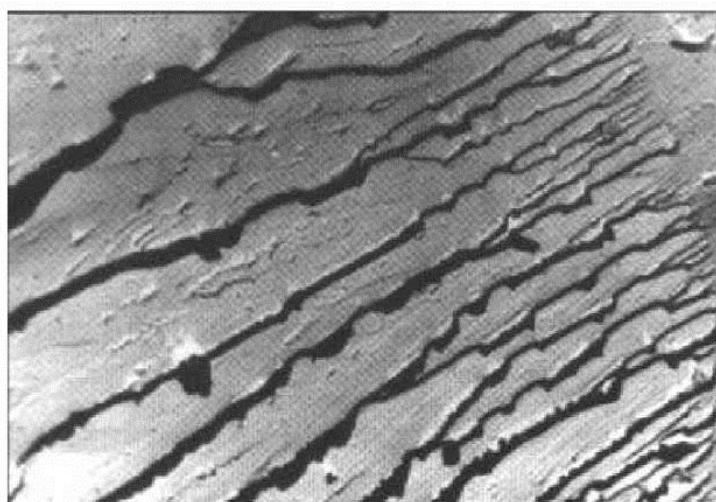


Рис. 2.81. Речной узор на поверхности хрупкого излома.  $\times 4000$

Расстояние между бороздками изменяется, увеличиваясь от  $b = 0,2 \text{ мкм}$  при  $\Delta K \approx 70 \text{ кг/мм}^{3/2}$  до  $b = 0,8 \text{ мкм}$  при  $\Delta K \approx 150 \text{ кг/мм}^{3/2}$ , при этом независимо от содержания углерода при одном и том же значении  $\Delta K$  размер  $b$  приблизительно один и тот же.

Необходимо обратить внимание на один, на первый взгляд, парадокс. Как мы уже отметили, усталостная трещина продвигается по ферритной составляющей структуры. Получается так, что более пластичная и более вязкая структурная составляющая, каким является феррит по сравнению с перлитом, в процессе циклического нагружения становится более хрупкой (по сравнению с первоначально более хрупким

перлитом). Это вызвано тем обстоятельством, что пластическая деформация сосредоточена главным образом в областях, занятых менее прочным и более пластичным ферритом. В конце концов перед фронтом трещины деформированная ферритная составляющая оказывается более хрупкой по сравнению с перлитом, и преимущественно по ней продвигается усталостная трещина.

### **2.11.5. Определение скорости развития усталостной трещины**

Измерение скорости роста усталостной трещины является одной из сложных экспериментальных задач при определении механических характеристик металлических материалов. Создан ряд ведомственных [61] и национальных [39, 62] документов, которые достаточно подробно регламентируют эти испытания и дают возможность получить сравнимые результаты. Мы придерживаемся рекомендаций, данных в [39].

Скорость развития усталостной трещины является базовой характеристикой, с помощью которой определяются важные параметры циклической трещиностойкости материалов и конструкций. Само испытание состоит из последовательного измерения длины  $\ell_i$  подрастающей трещины при определенных параметрах нагружения и фиксировании числа  $N_i$  соответствующих циклов. Обыкновенно используют образцы, в которых трещина развивается по I типу (см. рис. 2.5). В ряде случаев проводят испытания натурных конструкций, что позволяет оценить все технологические особенности, связанные с изготовлением данной конструкции.

Образцы испытывают на оборудовании, которое обеспечивает циклическое нагружение и может гарантировать заданные силовые параметры, частоту и форму цикла. Эти условия необходимо поддерживать постоянными во время испытания.

Испытания делятся на две группы – основные и специальные. Основные испытания проводят с целью получения базовых характеристик циклической трещиностойкости материалов. Они проводятся при определенных требованиях: воздушная среда, не содержащая примесей, активных по отношению к испытываемому материалу; температура окружающей среды; относительная влажность 40–60 %; коэффициент асимметрии  $R = 0 \dots 0,1$ ; частота нагружения  $f = 10 \dots 20$  Hz; синусоидальная форма цикла.

Целью специальных испытаний является определение влияния отдельных факторов (асимметрии, формы цикла, частоты и других параметров) на качество материалов при определенных условиях. К специальным испытаниям необходимо отнести и испытания элементов ответственных конструкций.

Очень важной частью оборудования являются приборы, которые должны обеспечить измерение подрастания трещины на величину 0,1–0,2 мм. Для этой цели используют различные методы, из которых наиболее часто встречаются следующие:

- метод, основанный на непосредственном визуальном наблюдении кончика трещины;
- метод электрических потенциалов;
- метод разрыва последовательно наклеенных датчиков;
- акустический метод;
- магнитный метод;
- фрактографический метод;
- метод упругой податливости.

Читатель может ознакомиться с этими методами в [49, 63]. Остановимся несколько подробнее на первых двух методах.

Визуальный метод является наиболее простым, при котором с помощью оптического увеличения от 10 до 40 раз наблюдается и измеряется подрастание трещины. Использование этого метода практически неизбежно, поскольку он необходим для тарировки всех остальных методов, при которых измерения автоматизированы.

Необходимо отметить, что получение корректных и сравнимых экспериментальных результатов требует строгого соблюдения многочисленных условий, которые подробно изложены в [39]. Здесь обратим внимание только на некоторые наиболее важные моменты:

- при проведении испытания поддерживаются постоянными все заданные параметры цикла нагружения;
- рекомендуется весь процесс испытания данного образца проводить, не останавливая испытательную машину;
- первоначальной информацией, которая должна быть получена в результате проведения испытаний, является длина трещины  $\ell_i$  и соответствующее число циклов  $N_i$ , необходимое для ее подрастания.

Полученные при испытании образцов характеристики  $\ell_i$  и  $N_i$  необходимы для построения зависимости  $\ell_i = f(N_i)$ . На рис. 2.82 [65] показан характер изменения этой функции, полученной при испытании образцов с одной боковой трещиной. График построен на основании 37 измерений длины трещины. Следующий шаг состоит в определении скорости  $V_i$  усталостной трещины в зависимости от числа циклов  $N_i$ . Результаты, представленные на рис. 2.82, обработаны и получена зависимость  $V_i = f(N)$ , показанная на рис. 2.83.

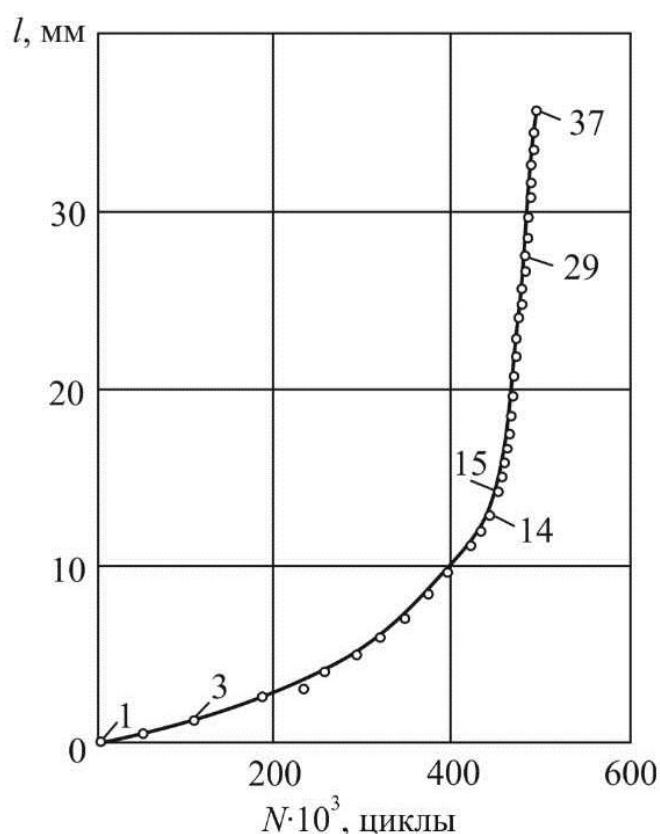


Рис. 2.82. Зависимость длины усталостной трещины от числа циклов

Определение скорости  $V = \frac{d\ell}{dN}$  может проводиться с помощью графического дифференцирования или с помощью специальной программы [39].

Оказывается исключительно плодотворным представить скорость роста усталостной трещины в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ . Для этой цели для каждого значения длины трещины  $\ell_i$  определяют значения  $K_{i\max}$ ,  $K_{i\min}$  и  $\Delta K_i = K_{i\max} - K_{i\min}$ .



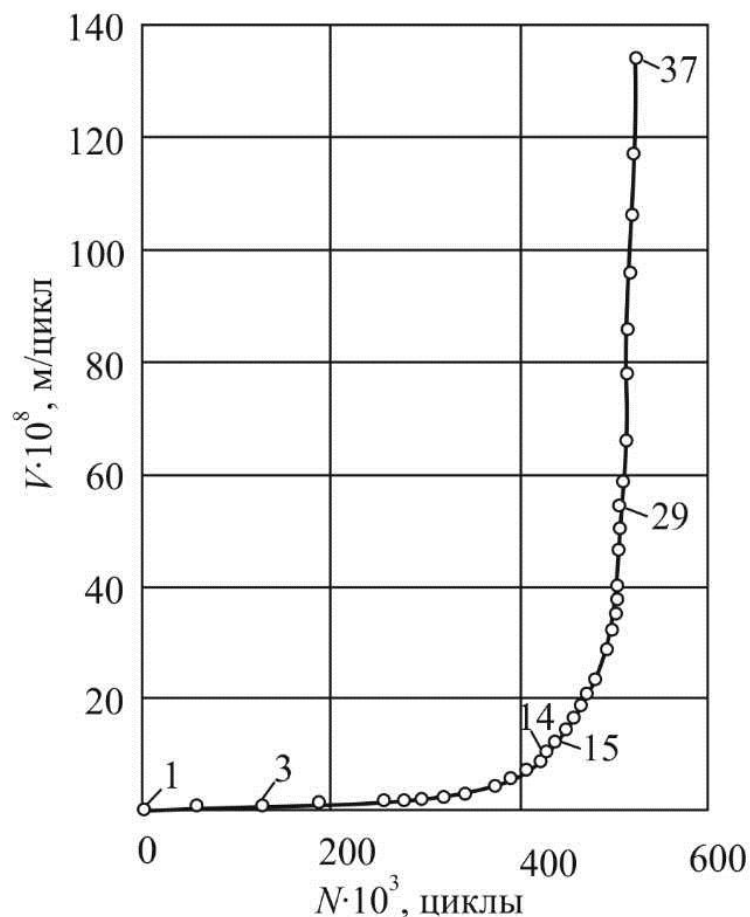


Рис. 2.83. Зависимость скорости роста усталостной трещины от числа циклов

Формулы, по которым могут быть подсчитаны значения  $K$ , даны в табл. 2.3 [49], а также в [1, 39, 62].

Полученные экспериментальные результаты  $V_i$  и  $\Delta K_i$  Парис и Эрдоган [64] связали в функциональную зависимость

$$V = C(\Delta K)^n. \quad (2.39)$$

Если ее прологарифмировать, то получим (рис. 2.84) уравнение прямой линии

$$\lg V = \lg C + n \cdot \lg(\Delta K), \quad (2.40)$$

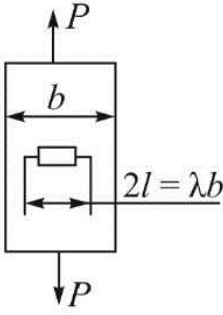
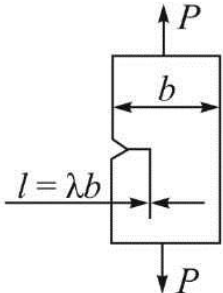
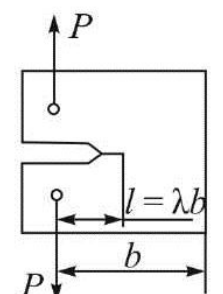
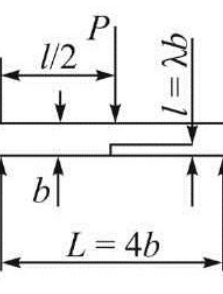
где  $C$  и  $n$  – коэффициенты – характеристики материала.

Линейная аппроксимация адекватно описывает экспериментальные данные, когда скорость роста усталостной трещины относительно высока.



Таблица 2.3

Формулы для определения  $K$ 

| Схема нагружения                                                                    | Формулы                                                                                                                                                                                                  | Границы использования |
|-------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------|
|    | $K = \frac{P\sqrt{\lambda}}{t\sqrt{b}} y,$ $y = \sqrt{\frac{\pi}{2} \sec \frac{\pi\lambda}{2}}$                                                                                                          | $0 < \lambda < 0,9$   |
|   | $K = \frac{P\sqrt{\lambda}}{t\sqrt{b}} y,$ $y = 1,99 - 0,41\lambda + 18,70\lambda^2 - 38,48\lambda^3 + 53,85\lambda^4$                                                                                   | $0 < \lambda < 0,6$   |
|  | $K = \frac{P\sqrt{\lambda}}{t\sqrt{b}} y,$ $y = (1 - \lambda)^{3/2} (9,172 - 13,829\lambda + 11,822\lambda^2 - 3,056\lambda^3)$                                                                          | $0,2 < \lambda < 0,9$ |
|  | $K = \frac{M\sqrt{\lambda}}{t\sqrt{b^3}} y,$ $y = 6\sqrt{\lambda/(1 - \lambda)^3} (1 + 2\lambda)^{-1} \times$ $\times [1,99 - \lambda(1 - \lambda) \times$ $\times (2,15 - 3,93\lambda + 2,7\lambda^2)]$ | $0,2 < \lambda < 0,9$ |

Позже было установлено, что полная диаграмма усталостного разрушения имеет более сложный вид (рис. 2.85) и состоит из трех характерных участков: двух крайних криволинейных (1 и 3) и одного среднего (2), который аппроксимируется прямой линией и представляет гра-

фик уравнения (2.40), который в литературе часто обозначается как участок Париса. Обыкновенно участки 1 и 3 охватывают области со скоростями  $V_i < 10^{-8}$  и  $V_i > 10^{-6}$  м/цикл соответственно.

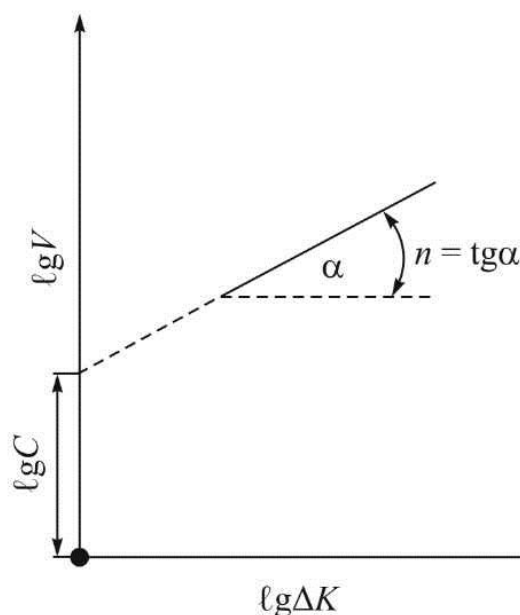


Рис. 2.84. Зависимость Париса – Эрдогана

Коэффициент асимметрии цикла  $R$  в процессе испытания остается постоянным, поэтому значения  $\Delta K$  и  $K_{\max}$  могут быть записаны как

$$\left. \begin{aligned} \Delta K &= (1 - R) K_{\max}, \\ K_{\max} &= \frac{\Delta K}{(1 - R)}, \\ \lg K_{\max} &= \lg \Delta K - \lg(1 - R). \end{aligned} \right\}$$

Из этого следует, что диаграммы усталостного разрушения, построенные на основе  $\Delta K$  и  $K_{\max}$ , будут эквивалентны и будут различаться только по масштабу на оси абсцисс, а в случае логарифмической координатной системы (см. рис. 2.85) будут сдвинуты друг относительно друга на величину  $\lg(1 - R)$ .

Участок 1 с понижением скорости развития усталостной трещины асимптотически приближается к значению  $K_{th}$ , определяемому как *пороговый коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении*. Это максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений, при котором усталостная трещина не растет.

Очевидно, получение очень низких значений скорости роста трещины – очень сложная, продолжительная и из-за этого дорогая задача. В связи с этим предлагается определять  $K_{th}$  на базе предварительно принятых значений скорости  $V_{th}$  (рис. 2.86). Обозначим эти значения  $K_{th}^V$ . Считается, что скорость  $V_{th} = 10^{-10}$  м/цикл является подходящей условной границей и определенное таким образом значение  $K_{th}^{-10}$  мало отличается от действительного значения  $K_{th}$ .

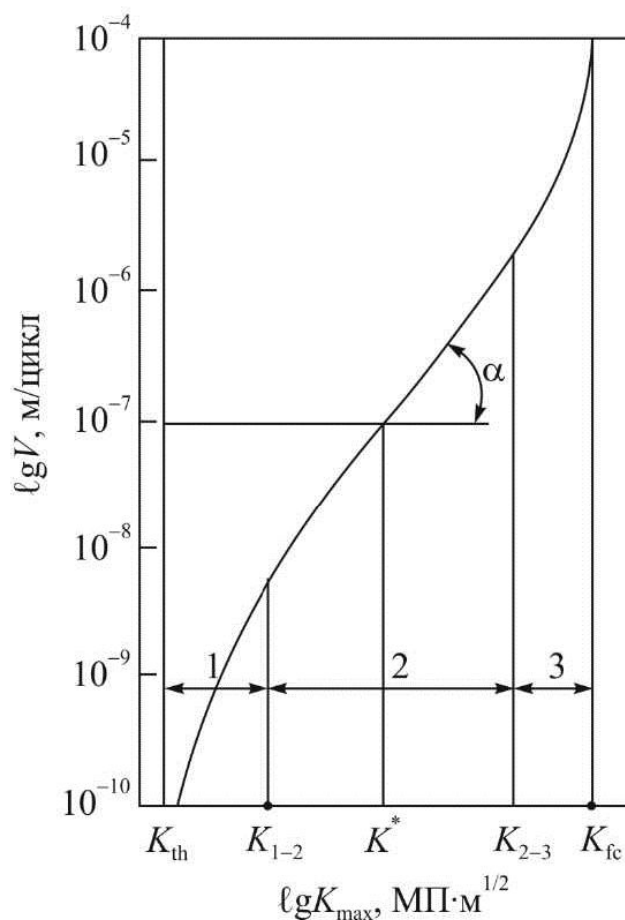


Рис. 2.85. Диаграмма усталостного разрушения

На участке 3 скорость роста усталостной трещины начинает резко возрастать с увеличением  $K$ , и при значении  $K = K_{fc}$  образец разрушается. Характеристика  $K_{fc}$  определяется как *критический коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении (циклическая вязкость разрушения)*. Если разрушение происходит в условиях максимального стеснения пластической деформации для трещины типа I, то соответствующее значение коэффициента обозначится как  $K_{Ifc}$ .

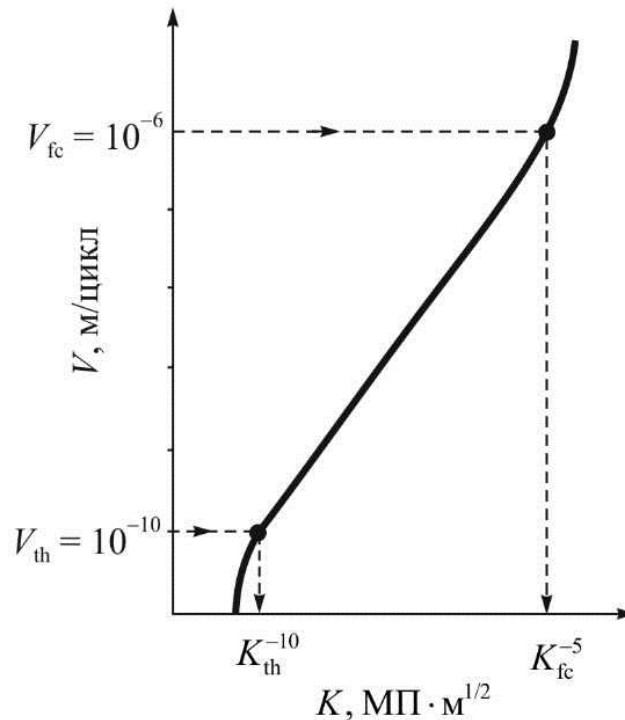


Рис. 2.86. Определение  $K_{th}^{-10}$  и  $K_{fc}^{-5}$  на базе принятых значений скорости:

$V_{th} = 10^{-10}$  м/цикл и  $V_{fc} = 10^{-5}$  м/цикл соответственно

К настоящему времени не разработана методика достоверного определения  $K_{fc}$  при циклическом нагружении. В связи с этим в качестве критериальной характеристики предпочтительнее использовать величину  $K_{IC}$ . Ясно, что величины  $K_{IC}$  и  $K_{fc}$  могут различаться.

Как при определении  $K_{th}$ , так и в этом случае, значения  $K_{fc}$  могут оцениваться на базе принятых критериальных значений скорости  $V_{fc}$  (см. рис. 2.86). В качестве такой скорости рекомендуется скорость  $V_{fc} = 10^{-5}$  м/цикл, а соответствующая циклическая вязкость разрушения обозначается  $K_{fc}^{10^{-5}}$ .

Средний прямолинейный участок 2 на диаграмме усталостного разрушения, как уже отмечалось, отвечает условию (2.40) и может быть определен с помощью двух независимых параметров  $C$  и  $n$ . Многочисленные экспериментальные результаты и их статистическая обработка показывают [49], что более целесообразно для характеристики циклической трещиностойкости на этом участке использовать параметры  $K^*$  и  $n$ , где  $K^*$  определяется на оси абсцисс (см. рис. 2.85) при значении  $V = 10^{-7}$  м/цикл и, естественно, имеет размерность коэффициента интенсивности напряжений.

При использовании параметра  $K^*$  уравнение (2.39) примет вид

$$\left. \begin{aligned} V &= 10^{-7} \left( \frac{K_{\max}}{K^*} \right)^n, \\ V &= 10^{-7} \left[ \frac{\Delta K}{(1-R)K^*} \right]^n. \end{aligned} \right\}$$

При анализе циклической трещиностойкости определяют также значения коэффициентов интенсивности напряжений при переходе от криволинейного участка 1 к прямолинейному участку 2, т.е. значения  $K_{1-2}$ , и при переходе от прямолинейного участка 2 к криволинейному участку 3, т.е.  $K_{2-3}$  (см. рис. 2.85).

Для полного аналитического описания диаграммы усталостного разрушения, представленной на рис. 2.85, предложены различные уравнения. В [49] приведено 17 таких зависимостей. В исследовании [66] сравниваются аналитические выражения, предложенные в работах [67–71], с экспериментальными результатами, полученными для стали 18Г2Бпс при определении скорости усталостной трещины для значения коэффициента асимметрии  $R = 0,1$ . Анализ полученных результатов показывает, что экспериментальные данные достаточно хорошо аппроксимируются формулой, предложенной Яремой и Микитишиным [70]:

$$V = c \left[ \left( \frac{K_{\max} - K_{th}}{(K_{fc} - K_{\max})} \right) \right]^m,$$

где  $c$  и  $m$  – коэффициенты, которые определяются экспериментально.

#### **2.11.6. Влияние механических характеристик и параметров нагружения на циклическую трещиностойкость металлических материалов**

На рис. 2.87 рассматривается трещина длиной  $\ell$ . По оси абсцисс нанесено число циклов  $N$ , по ординате – значения  $K$ . Нагружение производится регулярно с максимальным значением коэффициента интенсивности напряжений  $K_{\max}$ . Условно принято, что охрупчивание материала от значения  $K_C$  до т. С происходит по прямолинейной зависимости. В таком случае интенсивность этого охрупчивания определяется углом  $\varphi$ . В т. С выполняется условие (2.37), и трещина делает очередной шаг при цикле  $N_C$ .

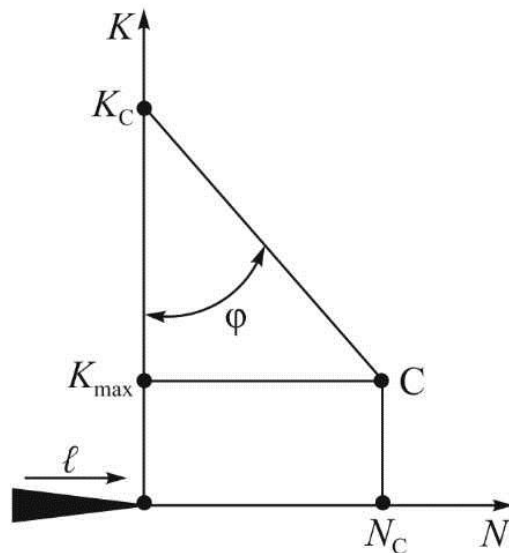


Рис. 2.87. Влияние интенсивности охрупчивания (величина угла  $\varphi$ ) на скорость развития усталостной трещины

На рис. 2.88 показана роль интенсивности охрупчивания, т.е. изменения угла  $\varphi$ . Чем меньше эта интенсивность (чем больше  $\varphi$ ), тем больше циклов необходимо для совершения очередного шага и, соответственно, тем меньше скорость роста трещины. В данном случае при  $\varphi_A < \varphi_B$  имеем  $N_{CA} < N_{CB}$  и  $V_A > V_B$ .

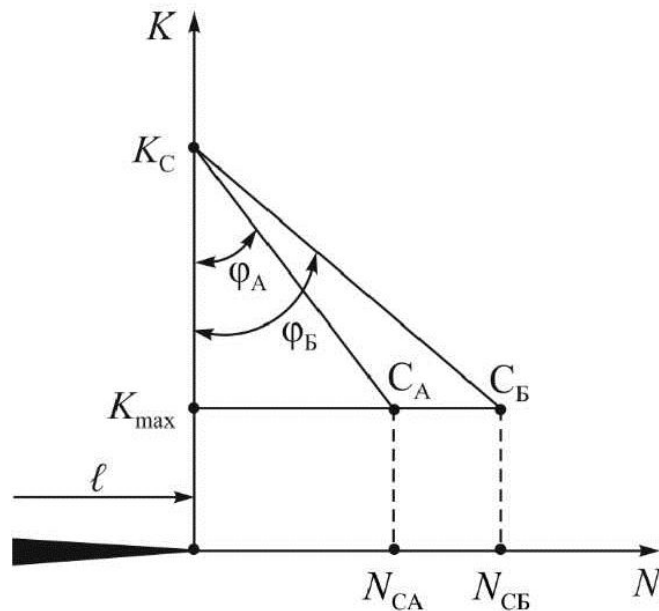


Рис. 2.88. Влияние интенсивности охрупчивания двух материалов (А и Б) с одинаковыми значениями  $K_C$  ( $K_{CA} = K_{CB}$ ) на скорость развития усталостной трещины при различной интенсивности охрупчивания ( $\varphi_A < \varphi_B$ )

На рис. 2.89 рассматриваются два материала А и Б с различной трещиностойкостью:  $K_{CA} > K_{CB}$ . Интенсивность охрупчивания одинакова, т.е.  $\varphi_A = \varphi_B$ . Очевидно, что при таких условиях металл А будет охрупчиваться дольше ( $N_A > N_B$ ). Тогда для скоростей развития трещины получим  $V_A < V_B$ .

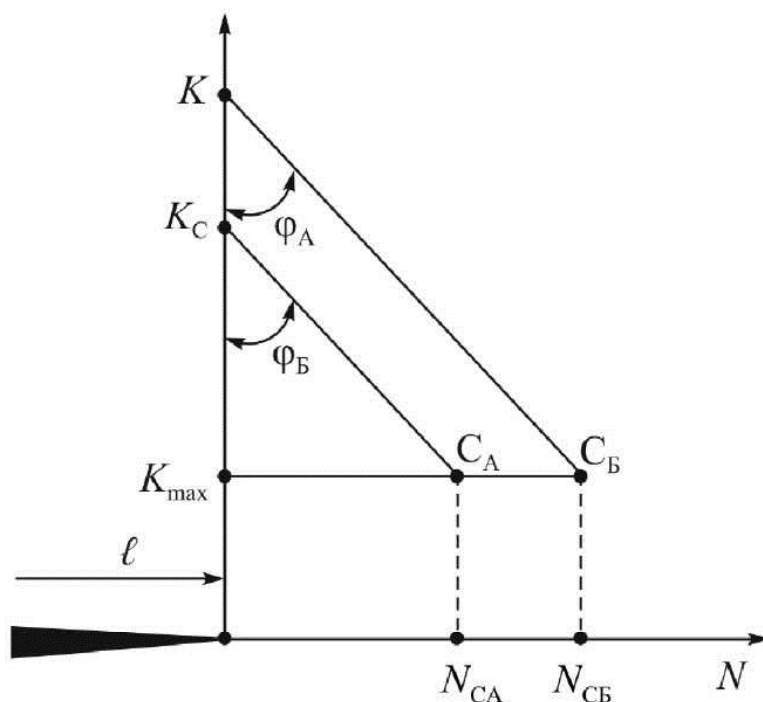


Рис. 2.89. Влияние значений  $K_C$  ( $K_{CA} > K_{CB}$ ) двух материалов (А и Б) на скорость развития усталостной трещины при одинаковой интенсивности охрупчивания ( $\varphi_A = \varphi_B$ )

Обсудим влияние основных механических характеристик и параметров нагружения на скорость развития усталостной трещины [48]. Известно, что чем более пластичен материал, тем легче он деформируется (тем при более низких напряжениях в нем генерируются дислокации), тем быстрее упрочняется (дислокации блокируются) и охрупчивается. Следовательно, если примем за меру пластичности поперечное сужение  $\psi$ , в соответствие с рис. 2.88 можем записать  $\varphi \sim 1/\psi$ . Поскольку  $V \sim 1/\varphi$ , то  $V \sim \psi$ .

Скорость  $V$  должна зависеть от размера циклической пластической зоны. Большой размер ЦПЗ обеспечивает и больший объем охрупчивания, больший шаг усталостной трещины  $b$  и, соответственно, ее большую скорость  $V$ .

Из схемы, представленной на рис. 2.87, видно, что чем больше  $K_{\max}$ , тем меньше необходимая степень охрупчивания и тем выше скорость  $V$ , с которой растет трещина, т.е.  $V \sim K_{\max}$ .

Принимая во внимание высказанные соображения, можем записать одну качественную зависимость для скорости усталостной трещины, определяемую свойствами материала и параметрами нагружения:

$$V = B \underbrace{\frac{\psi^{m_1}}{K_C^{m_2} \sigma_{0,2}^{m_3}}}_{\text{Свойства материала}} \cdot \underbrace{K_{\max}^{m_4} \Delta K^{m_5}}_{\text{Параметры нагружения}},$$

где  $m_1$ – $m_5$  и  $B$  – коэффициенты.

Из этого выражения становится ясно, что о скорости усталостной трещины металлических материалов нельзя судить по одной отдельно взятой стандартной характеристике механических свойств. Большее сопротивление развитию трещины имеют те материалы, для которых данное значение их трещиностойкости  $K_C$  обеспечено в большей степени их высокими прочностными свойствами ( $\sigma_{0,2}$ ), чем их большой пластичностью ( $\psi$ ). Высокая циклическая трещиностойкость может быть обеспечена только оптимальным сочетанием этих характеристик ( $K_C$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\psi$ ). С точки зрения параметров нагружения очевидно, что более высокие значения  $K_{\max}$  и  $\Delta K$  (см. рис. 2.84 и 2.85) приведут к более высоким скоростям развития усталостной трещины.

### **2.11.7. Особенности диаграммы усталостного разрушения**

Накопление все большего количества экспериментальных данных и их внимательный анализ показывают, что так называемый прямолинейный (2-й) участок диаграммы усталостного разрушения, представленной на рис. 2.85 и условно заключенный в интервале скоростей  $10^8$ – $10^6$  м/цикл, не всегда может быть корректно аппроксимирован линейной функцией. На это обстоятельство было обращено внимание в работах [14, 15], результаты которых показаны на рис. 2.90, 2.91.

В ряде работ [16–18] более подробно исследованы отклонения от линейного закона среднего участка диаграммы усталостного разрушения. Обработаны экспериментальные данные 37 точек, представленных на рис. 2.82 и рис. 2.83. Полученные результаты показаны на рис. 2.92, где диаграмма усталостного разрушения представлена как в равномерных –



$\Delta K-V$ , так и в логарифмических  $\lg \Delta K - \lg V$  координатах. Видно, что в районе точек 1–3, 14–15 и 29–30 наблюдается изменение хода усталостной диаграммы, что особенно заметно в равномерной системе координат. Прямолинейные участки при переходе в логарифмическую систему координат трансформируются в дуги – естественный результат с математической точки зрения. Для исследованных нами низкоуглеродистых сталей эти особенности закономерны и постоянны (рис. 2.93).

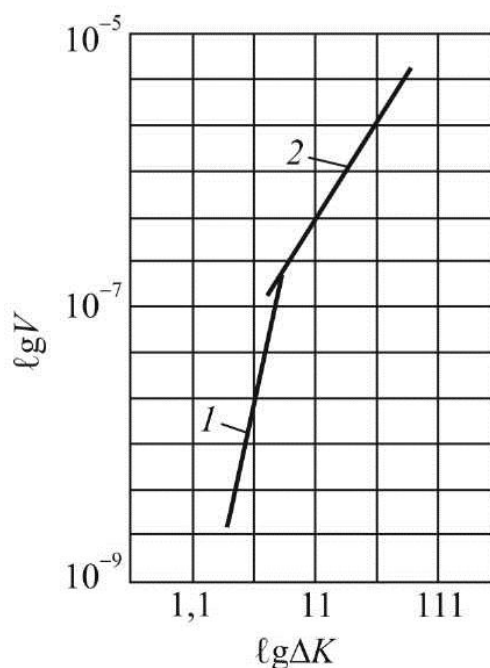


Рис. 2.90. Диаграмма циклической трещиностойкости для алюминиевого сплава 7075-T6: 1 –  $n = 5$ ; 2 –  $n = 2,6$  ( $n$  – коэффициент Париса)

Естественно, что дугообразные сегменты, из которых состоит средний участок диаграммы, позволяют сделать аппроксимацию и в один общий линейный участок, но это будет сделано с меньшим коэффициентом корреляции. Кроме того, если экспериментальные точки, полученные при испытании нескольких (2–3) образцов, обрабатывать одновременно, то эти особенности на диаграмме усталостного разрушения могут и не быть замечены.

Обсудим возможные причины более резкого увеличения скорости развития усталостной трещины при достижении размахом коэффициента интенсивности напряжений определенного значения. Для этой цели рассмотрим диаграмму усталостного разрушения, схематически

представленную на рис. 2.94 в равномерных координатах. Точки ( $\Delta K$ ,  $V$ ), в которые упираются отдельные прямолинейные участки, отмечены координатами ( $\Delta K_{\text{СЕ}}, V_{\text{СЕ}}$ ), ( $\Delta K_{\text{П}}, V_{\text{П}}$ ) и ( $\Delta K_{\text{КР}}, V_{\text{КР}}$ ).

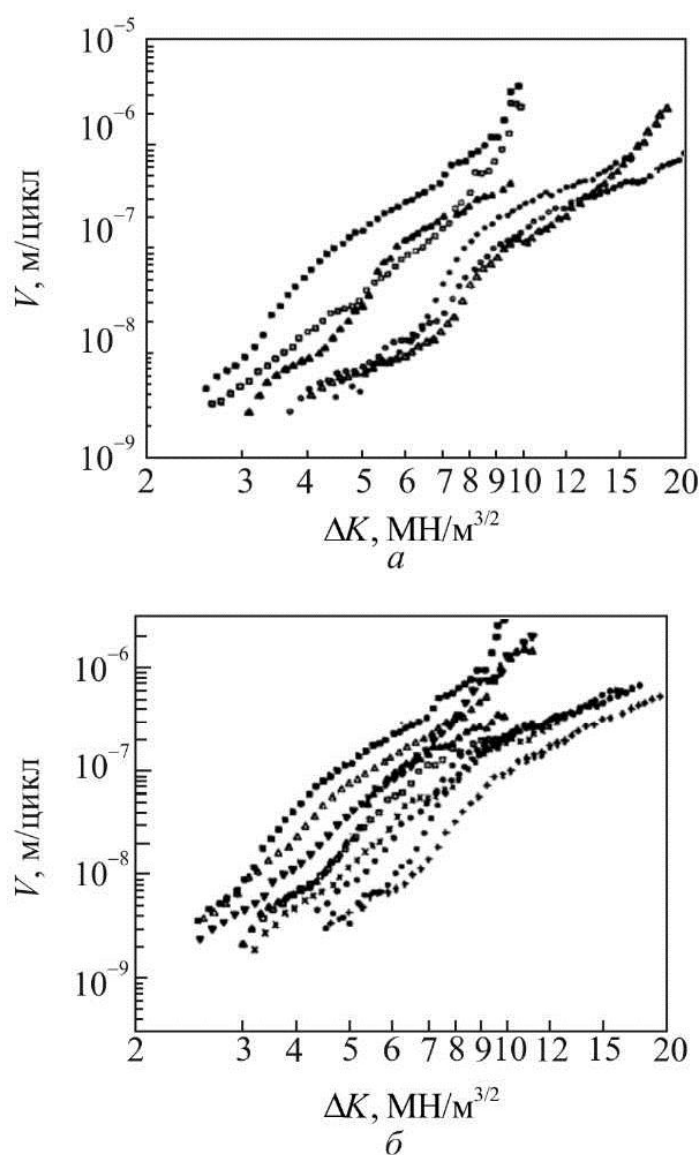


Рис. 2.91. Диаграммы циклической трещиностойкости: *a* – сплав Al–Zn–Mg 7075-T651, испытания в сухом и влажном воздухе; *б* – алюминиевые сплавы 7075-T651, 7075-T7351 и 7075-T293, испытания во влажном воздухе при коэффициенте асимметрии  $R = 0,07; 0,35; 0,70$  и частоте 105 Гц

Анализ многочисленных экспериментальных результатов показал [40, 90], что при значениях координат ( $\Delta K_{\text{СЭ}}, V_{\text{СЭ}}$ ), где индекс обозначает «структурный элемент», реализуется соотношение

$$d_{\text{ЦТЗ}} \approx 2d_3. \quad (2.41)$$

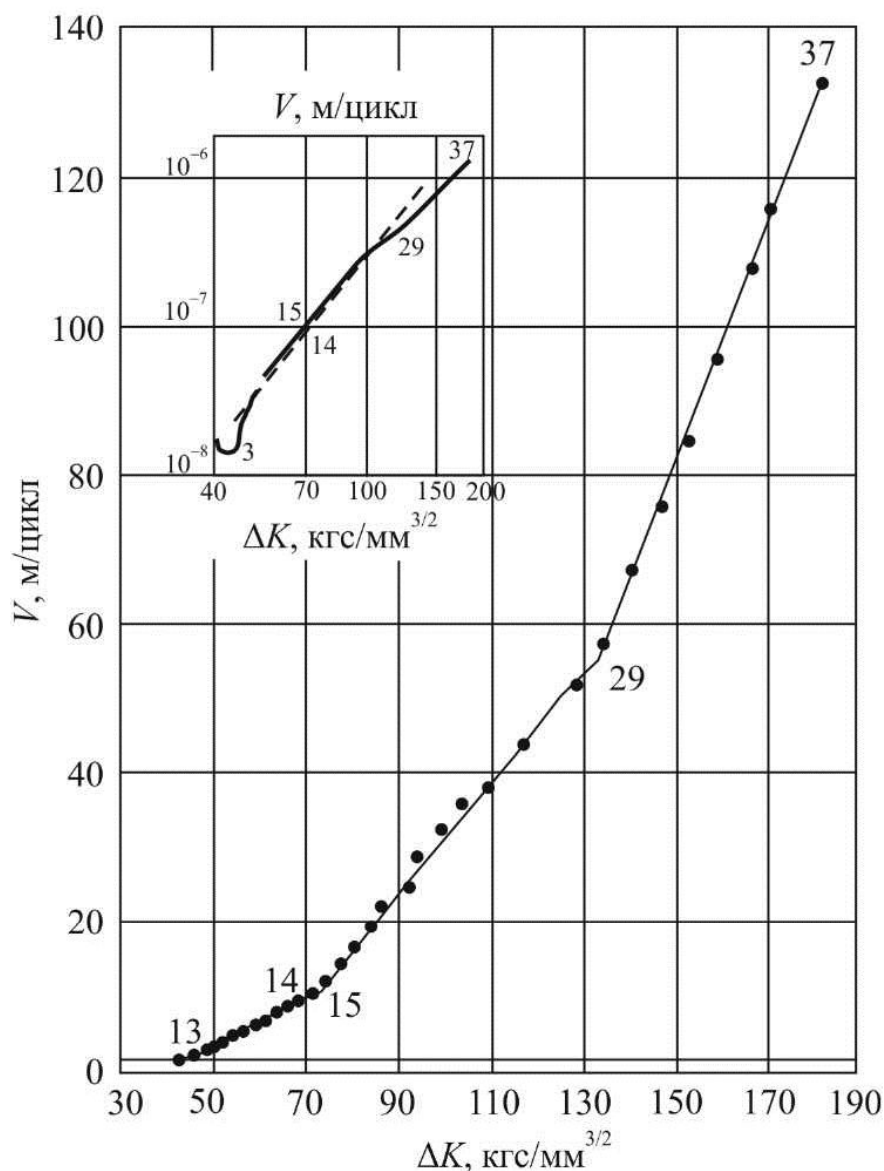


Рис. 2.92. Диаграмма циклической трещиностойкости для образцов из стали СтЗсп, представленная в равномерных и логарифмических координатах

Физический смысл (2.41) становится ясен из рис. 2.95, *а*. При значении  $d_{\text{ЦПЗ}} < 2d_3$  часть генерированных дислокаций рассеивается вне зоны ЦПЗ, и таким образом, темп охрупчивания при циклическом нагружении уменьшается.

Когда  $d_{\text{ЦПЗ}} > 2d_3$  (рис. 2.95, *б*), то всегда по крайней мере одно зерно постоянно включено в циклическую пластическую зону, плотность дислокаций в этом зерне быстро нарастает, и процесс охрупчивания облегчается. По этой причине в т.  $(\Delta K_{\text{сэ}}, V_{\text{сэ}})$  скорость трещины увеличивается.

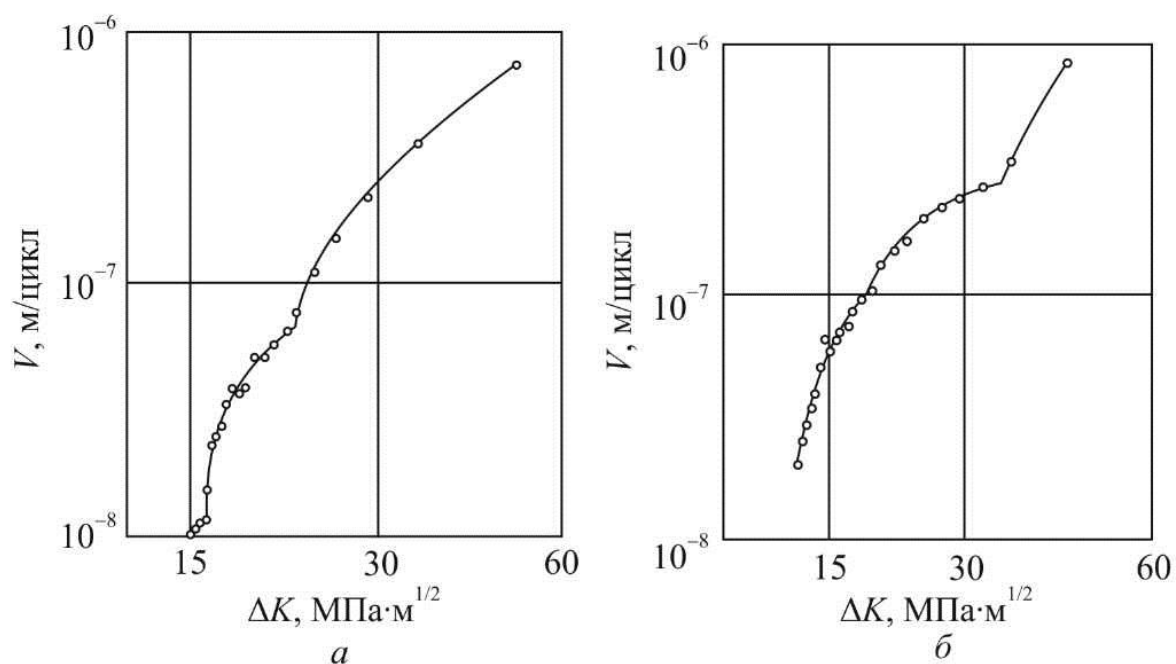


Рис. 2.93. Диаграммы циклической трещиностойкости для образцов из стали 16ХГ2АФБ:  $a - n = 3,82$ ;  $b - n = 3,44$

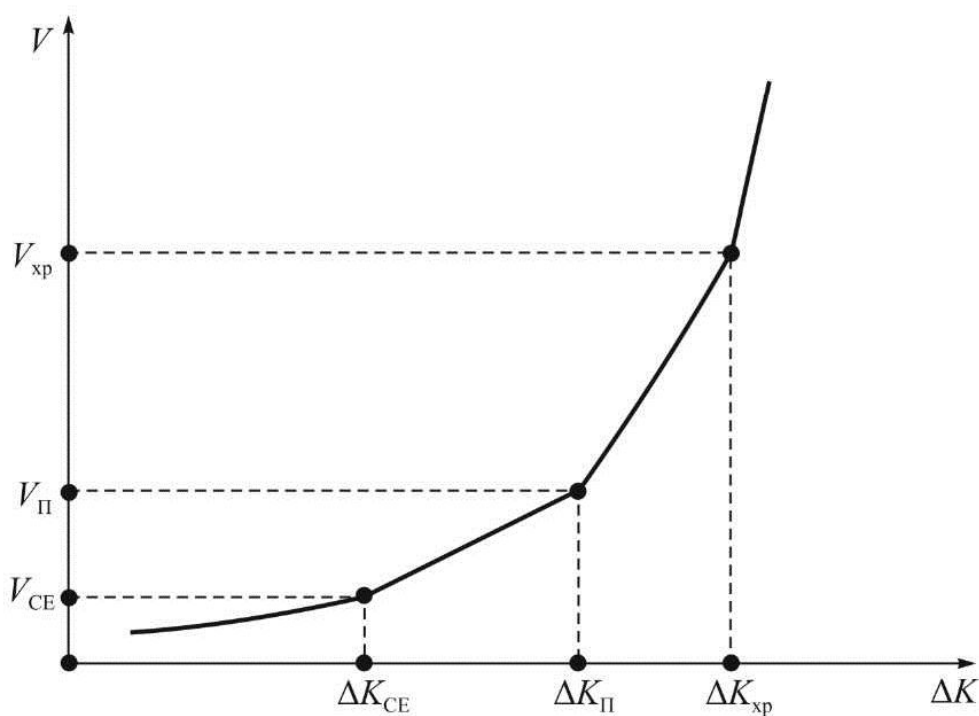


Рис. 2.94. Диаграмма усталостного разрушения в равномерных координатах

В точке  $(\Delta K_{\text{П}}, V_{\text{П}})$  наступает пластическая деформация всего сечения испытуемого образца, что дополнительно охрупчивает материал и увеличивает скорость роста усталостной трещины.

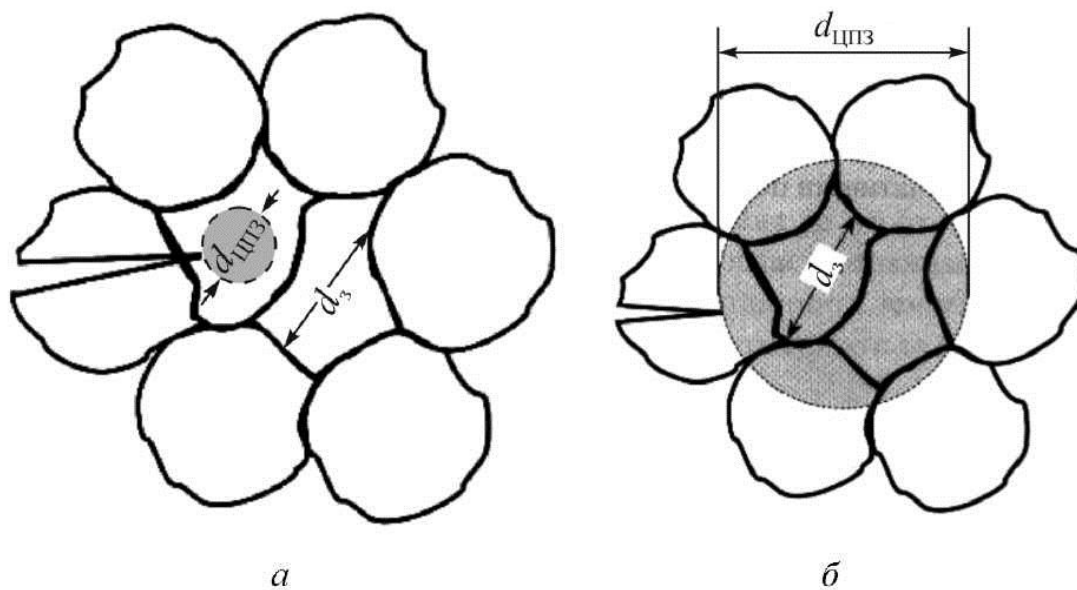


Рис. 2.95. Расположение ЦПЗ с диаметром  $d_{\text{ЦПЗ}}$ :  
 $a - d_{\text{ЦПЗ}} < 2d_3$ ;  $b - d_{\text{ЦПЗ}} \geq 2d_3$

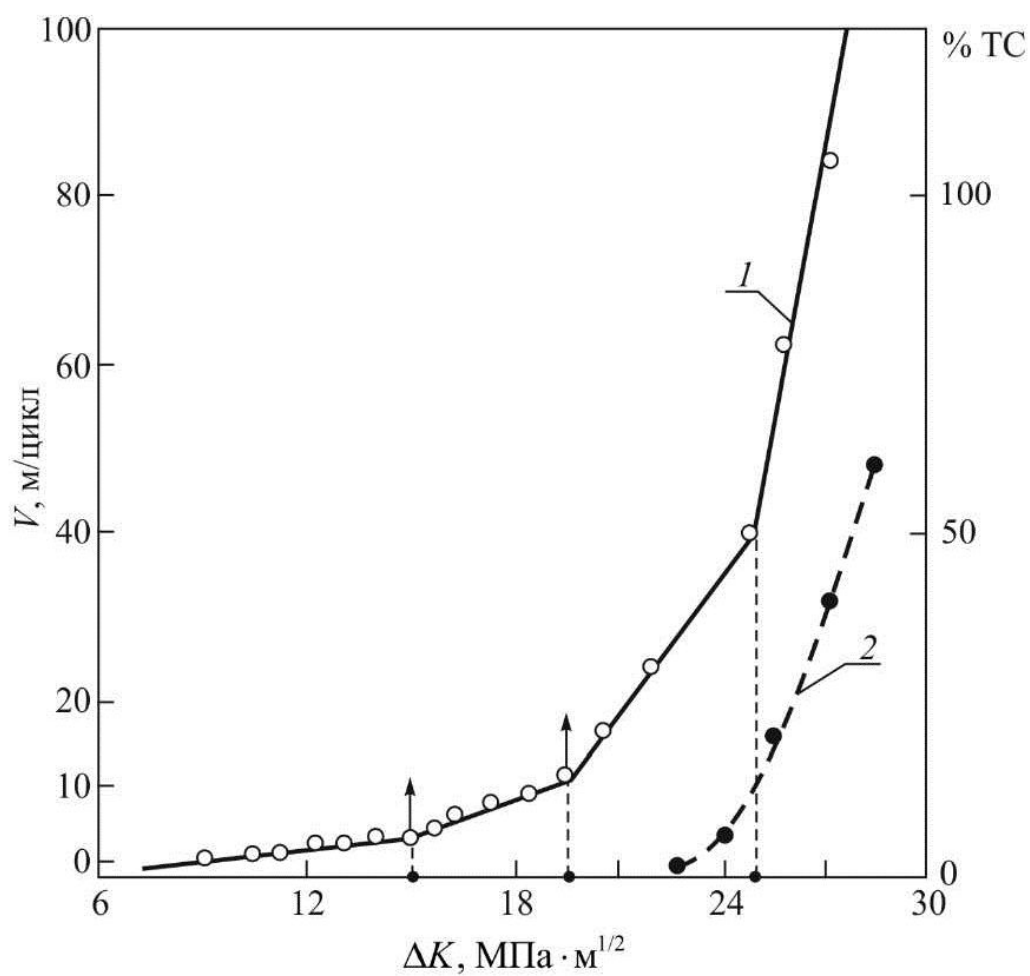


Рис. 2.96. Зависимость скорости роста трещины (1) и количества хрупких фасеток (2) от размаха коэффициента интенсивности напряжений для армко-железа. % ТС – доля транскристаллитного скола

В т. ( $\Delta K_{\text{кр}}$ ,  $V_{\text{кр}}$ ) перед фронтом трещины начинается хрупкое разрушение части металлической структуры по механизмам однократного разрушения, что также является причиной увеличения скорости развития усталостной трещины.

Этот анализ подтверждается результатами, представленными на рис. 2.96. Исследования проведены на армко-железе с размером ферритного зерна  $d_3 = 130$  мкм. Хорошо видно, что с появлением в изломе хрупких фасеток, полученных в результате раскалывания ферритных зерен, скорость роста усталостной трещины резко увеличивается.

Проведенный анализ показывает сложность процессов, протекающих при развитии трещины под воздействием циклического нагружения.

## Список литературы к главе 2

1. Броек Д. Основы механики разрушения. – М.: Высшая школа, 1980. – 368 с.
2. Хагедорн К.З., Цайлсмайер Х. Механика разрушения // Статическая прочность и механика разрушения сталей: сб. науч. тр. – М.: Металлургия, 1986. – С. 285–314.
3. Безухов Н.И. Основы теории упругости, пластичности и ползучести. – М.: Высшая школа, 1968. – 512 с.
4. Griffith A.A. The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids // Phil. Trans. Roy. Society. Ser. A. – 1920. – Vol. 221. – P. 163.
5. Irwin G.R. Fracture Dynamics. Fracturing of Metal. – Cleveland: ASM, 1948. – P. 147–166.
6. Irwin G.R. Analysis of Stresses and Strain Near The End of Crack Traversing A Plate // Journal of Appl. Mech. – 1957. – Vol. 24. – № 3. – P. 361–364.
7. Irwin G.R. Enciclopedia of Phisics. – Berlin: Springer, 1958. – Vol. IV. – P. 551–590.
8. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. – М.: Наука, 1985. – 502 с.
9. Irwin G.R. Analysis of Stresses and Strain Near The End of Crack Traversing A Plate // Journal of Appl. Mech. – 1957. – Vol. 24. – № 3. – P. 361–364.
10. Морозов Е.М. Введение в механику развития трещин. – М.: Изд-во МИФИ, 1977. – 91 с.

11. Леонидов М.Я., Панасюк В.В. Развитие найдрібніших тріщин в твердому тілі // Прикладная механика. – 1959. – Т. 5, вып. 4. – С. 391–401.
12. Dugdale D.S. Yielding of Steel Sheets Containing Slits // Journal of Mechanics and Physics of Solids. – 1960. – Vol. 8, № 2. – P. 112–116.
13. Черепанов Г.П. О распространении трещин в сплошной среде // ПММ. – 1967. – № 6. – С. 86–93.
14. Yang F.E. A Study of the Law of Crack Propagation // Trans. ASME. – 1967. – Ser. D, sept. – P. 487–493.
15. Clark W.G. Fatigue Crack Growth Characteristics of Rotor Steels // Engineering Fracture Mechanisms. – 1972. – Vol. 2, № 4. – P. 287–299.
16. О зависимости скорости роста усталостной трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений / М.Н. Георгиев, В.Н. Данилов, В.Н. Минаев, В.Н. Федоров // ФХММ. – 1977. – № 2. – С. 35–39.
17. Скорость роста усталостных трещин в боковинах рам локомотива 2ТЗ-116 / М.Н. Георгиев, В.Н. Данилов, Н.Я. Межова, Е.М. Морозов, В.Б. Цкипуришвили // Проблемы прочности. – 1977. – № 5. – С. 46–51.
18. Структурные аспекты циклической трещиностойкости закаленных и отпущенных сталей / М.Н. Георгиев, Н.Я. Межова, В.Н. Минаев, Ю.Н. Симонов // ФХММ. – 1985. – Т. 21, № 5. – С. 48–53.
19. Морозов Е.М. Метод расчета на прочность при наличии трещин // Проблемы прочности. – 1971. – № 1. – С. 35–40.
20. Морозов Е.М. Расчет на прочность сосудов давления при наличии трещин // Проблемы прочности. – 1971. – № 1. – С. 35–40.
21. Морозов Е.М. Метод расчета на прочность при наличии трещин // Прочность материалов и конструкций. – Киев: Наукова думка, 1975. – С. 323–333.
22. Морозов Е.М. Единый метод расчета на хрупкую и квазихрупкую прочность // Физика и механика деформации и разрушения. – М.: Атомиздат, 1977. – Вып. 4. – С. 47–51.
23. Георгиев М.Н., Морозов Е.М. Методика определения предела трещиностойкости // Проблемы разрушения металлов. – М.: Московский дом научно-технической пропаганды, 1977. – С. 163–173.

24. Георгиев М.Н., Морозов Е.М. Предел трещиностойкости и расчет на прочность в пластическом состоянии // Проблемы прочности. – 1979. – № 7. – С. 45–48.
25. Георгиев М.Н. Использование характеристик трещиностойкости для обоснования выбора материалов и расчета на прочность // Унификация методов испытания металлов на трещиностойкость. – М.: Изд-во стандартов, 1982. – Вып. 2. – С. 76–81.
26. Морозов Е.М., Георгиев М.Н., Матвиенко Ю.Г. Предел трещиностойкости как характеристика прочности материала и несущей способности металлических конструкций при наличии трещин // Известия на Технически университет в Пловдив. Т. 7 (Технически науки), 2001. – С. 9–29.
27. ГОСТ 25.506–85. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 61 с.
28. Механика катастроф. Определение характеристик трещиностойкости конструкционных материалов. Методические рекомендации. – М., 2001. – Т. 2. – 254 с.
29. Определение предела трещиностойкости пластичных сталей в тонких сечениях / А.А. Анохин, М.Н. Георгиев, В.Н. Минаев, Е.М. Морозов // Заводская лаборатория. – 1985. – № 8. – С. 69–71.
30. Анохин А.А., Георгиев М.Н. Диаграмма предельной трещиностойкости // Заводская лаборатория. – 1986. – № 9. – С. 64–65.
31. Георгиев М.Н. Разработка методов исследования и повышения трещиностойкости малоуглеродистых и низколегированных конструкционных сталей с целью увеличения надежности подвижного состава и строительных конструкций в условиях низких климатических температур: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – М., 1986. – 57 с.
32. Георгиев М.Н. Вязкость малоуглеродистых сталей. – М.: Металлургия, 1973. – 234 с.
33. Лазько В.Г., Овсянников Б.М. О некоторых структурных аспектах вязкости разрушения // Проблемы прочности. – 1981. – № 4. – С. 112–116.
34. Диаграмма предельной трещиностойкости литых сталей / А.В. Викулин, М.Н. Георгиев, А.С. Духовный, А.К. Андреев // Заводская лаборатория. – 1986. – № 10. – С. 68–69.



35. Георгиев М.Н. Пукнатиноустойчивост на железопътните релси. – София: Издательство ателие Анго Боянов, 1999. – 266 с.
36. Дроздовский Б.А. Влияние трещин на сопротивление разрушению и вязкость конструкционной стали: автореф. дис. ... канд. техн. наук / Министерство авиационной промышленности СССР. – М., 1957. – 18 с.
37. Дроздовский Б.А., Фридман Я.Ф. Влияние трещин на механические свойства конструкционных сталей. – М.: Металлургиздат, 1960. – 260 с.
38. Георгиев М.Н., Попова Л.В. Сравнение методов разделения ударной вязкости // Заводская лаборатория. – 1969. – № 5. – С. 32–34.
39. Механика катастроф. Определение характеристик трещиностойкости конструкционных материалов. Методические рекомендации. – М., 1995. – 359 с.
40. Смит М.К. Основы физики металлов. – М.: Металлургия, 1959. – 456 с.
41. Георгиев М.Н. Диаграмма конструкционной вязкости // Заводская лаборатория. – 1981. – № 5. – С. 73–74.
42. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях. – М.: Мир, 1984. – 624 с.
43. Rice J.R. Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue // Fatigue Crack Propagation. – Philadelphia (Pa): Amer. Soc. Test. Mater., 1967. – P. 247–311.
44. Evans P.R.V., Owen N.B., Cartney L.N. Mean Stress Effects on Fatigue Crack Growth and Failure in a Rail Steel // Engineering Fracture Mechanics. – 1974. – Vol. 6. – № 1. – P. 183–193.
45. Георгиев М.Н., Догадушкин В.Ю., Строк Л.П. Механизм роста усталостных трещин // Сопротивление развитию усталостных трещин в металлических сплавах, применяемых на железнодорожном транспорте. – М.: Транспорт, 1984. – С. 47–59.
46. Yokobori T. Fatigue Crack Propagation as Successive Stochastic Process // Report Research Inst. Strength Fract. Mater / Tohoku Univ. – 1971. – Vol. 6. – № 1. – P. 18–21.
47. Георгиев М.Н., Данилов В.Н. О развитии усталостной трещины // Заводская лаборатория. – 1977. – № 9. – С. 1134–1136.

48. Георгиев М.Н. Феноменологическая схема роста усталостных трещин // ФХММ. – 1979. – № 6. – С. 37–42.
49. Механика разрушения и прочность материалов. – Киев: Наукова думка, 1990. – Т. 4. – 679 с.
50. Бичем К.Д. Микропроцессы разрушения. Т. 1. Разрушение. – М.: Мир, 1973. – С. 265–375.
51. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 455 с.
52. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография усталостного разрушения. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 397 с.
53. Kocanda S. Fatigue Resistance of Materials and Metals Structural Parts. – Oxford: Pergamon Press, 1964. – P. 101–111.
54. Kocanda S. Wytrzymałosc zmeczeniowa tworzym i elementow metalowych. – Warszawa: ILIMP, 1960. – S. 170–475.
55. Хан Дж.Т., Авербах Б.Л., Оуэн В.С. Возникновение микротрещин скола в поликристаллическом железе и стали // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 109–137.
56. Георгиев М.Н., Догадушкин В.Ю., Минаев В.Н. О некоторых особенностях разрушения поликристаллического железа при циклическом нагружении // Физика металлов и металловедение. – 1981. – Т. 52, № 4. – С. 808–817.
57. О классификации металлических изломов / М.Н. Георгиев, В.Ю. Догадушкин, Н.Я. Межова, Л.П. Строк // Заводская лаборатория. – 1981. – № 8. – С. 81–86.
58. Георгиев М.Н., Межова Н.Я., Осташ О.П. Влияние низких температур на циклическую трещиностойкость стали // Циклическая трещиностойкость металлических материалов и элементов конструкций транспортных средств и сооружений. – М.: Транспорт, 1984. – С. 12–24.
59. Стандартизация фрактографического метода оценки скорости усталостного разрушения металлов / под ред. О.Н. Романива. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 95 с.
60. Механика разрушения феррито-перлитных структур при циклическом нагружении / М.Н. Георгиев, В.Н. Данилов, В.Ю. Догадушкин, В.Н. Минаев // Проблемы разрушения металлов. – М.: Московский дом научно-технической пропаганды, 1977. – С. 32–42.

61. РТМ 1–78. Методика оценки циклической трещиностойкости металлов. – М., 1978. – 54 с.

62. РД 50-345–82. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом разрушении. – М.: Изд-во стандартов. – 1983. – 96 с.

63. Школьник Л.М. Скорость роста трещин и живучесть металла. – М.: Металлургия, 1973. – 215 с.

64. Paris P.C., Erdogan F.A. Critical Analysis of Crack Propagation Laws // Journal of Basic Engineering. – 1963. – December. – P. 528–534.

65. Методика оценки циклической трещиностойкости малоуглеродистых сталей / М.Н. Георгиев, В.Н. Данилов, В.Ю. Догадушкин, Н.Я. Межова, В.Н. Минаев // Проблемы прочности. – 1981. – № 8. – С. 18–25.

66. Минаев В.Н. Исследование закономерности роста усталостных трещин в конструкционных сталях для сельскохозяйственных машин: дис. ... канд. техн. наук. – М.: 1980. – 236 с.

67. Forman R.G., Kearney V.E., Engle R.M. Numerical Analysis of Crack Propagation Laws // Journal Basic Engng. – 1963. – № 85. – P. 528–532.

68. Черепанов Г.П. О росте трещин при циклическом нагружении // ПМТФ. – 1968. – № 5. – С. 64–76.

69. McEvilly A.J. The Microstructure and Design of Alloys // Proc. 3rd Intl Conf. on the Strenght of Metals and Alloys, Cambridge, England, August 20–25, 1973. – Vol. 2. – P. 204–225.

70. Ярема С.Я., Микитишин С.И. Аналитическое описание диаграммы усталостного разрушения материалов // ФХММ. – Львов, 1975. – № 6. – С. 47–54.

71. Кудряшов В.Г., Смоленцев В.И. Вязкость разрушения алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1976. – С. 295.

72. Межова Н.Я. Скорость роста усталостных трещин в малоуглеродистых сталях для подвижного состава железных дорог: дис. ... канд. техн. наук. – М., 1979. – 289 с.

### 3. СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

Большинство сталей, используемых в строительстве и машиностроении, являются низколегированными. Изучение их свойств, гарантирующих высокую эксплуатационную надежность, всегда было в центре внимания специалистов.

В зависимости от содержания в них углерода эти стали делятся на три основные группы: низкоуглеродистые ( $C \approx 0,1 \dots 0,3 \%$ ), среднеуглеродистые ( $C \approx 0,3 \dots 0,6 \%$ ) и высокоуглеродистые ( $C \approx 0,6 \dots 0,8 \%$ ). Свойства этих сталей сильно зависят не только от содержания углерода, но и от режимов термообработки, которой они могут быть подвергнуты, – заковки с последующим отпуском. Мы изучали трещиностойкость этих сталей как при однократном статическом и динамическом, так и при циклическом нагружении, особое внимание обращая на микроструктуру, полученную после соответствующей термообработки, ее эволюцию в процессе нагружения и получение критической структуры, которая разрушается.

В этой главе мы освещаем трещиностойкость большого числа низколегированных сталей, широко используемых в промышленности.

#### 3.1. Структурные изменения при заковке и отпуске сталей с различным содержанием углерода

Изменение целого комплекса свойств, в том числе трещиностойкости, непосредственно связано с изменениями тонкой структуры, которые протекают в закаленных сталях при их отпуске. Исходя из этих соображений проведено статистическое электронно-микроскопическое исследование структур сталей 09Г2С, 35 и 80 после заковки и различных режимов отпуска.

Термическая обработка состояла в нагреве до необходимой стандартной температуры заковки в аустенитной области, охлаждении в холодной соленой воде и последующем отпуске при соответствующих температурах.

**Низкоуглеродистая сталь 09Г2С ( $C < 0,12 \%$ ).** В табл. 3.1 дан ряд микроструктурных и субструктурных параметров стали 09Г2С после заковки и отпуска в широком температурном интервале. Полученный

после закалки этой низкоуглеродистой стали мартенсит является мартенситом реечного типа (рис. 3.1, *a*). Небольшие размеры мартенситных реек (толщина рейки около 0,2 мкм) и высокая плотность дислокаций в их объеме ( $\rho \approx 10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ) обеспечивает прочность порядка 900–1100 МПа. В то же время низкое содержание углерода в твердом растворе минимизирует деформацию кристаллической решетки и, соответственно, силы Пайерлса – Набарро. Кроме основного дислокационно-субструктурного упрочнения реечного мартенсита существует ряд его структурных особенностей, препятствующих локализации пластической деформации и инициированию хрупкого разрушения. Перечислим эти особенности.

Таблица 3.1

Изменение параметров микро- и субструктуры сталей 09Г2С, 35 и 80 после закалки и отпуска

| Материал, режим закалки и параметры микроструктуры                                                           | Температура отпуска, °С | Параметры субструктуры |               |               |               |               |                                         |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------|------------------------|---------------|---------------|---------------|---------------|-----------------------------------------|
|                                                                                                              |                         | <i>b</i> , нм          | <i>h</i> , нм | <i>a</i> , нм | <i>c</i> , нм | <i>d</i> , нм | $\rho \cdot 10^{10}$ , см <sup>-2</sup> |
| Сталь 09Г2С, закалка от 920 °С, вода, <i>D</i> = 15 мкм, <i>D</i> <sub>п</sub> = 11 мкм, 0 % М <sub>пл</sub> | 200                     | 240                    | –             | –             | –             | –             | –                                       |
|                                                                                                              | 300                     | 240                    | –             | 100           | 5             | –             | –                                       |
|                                                                                                              | 400                     | 310                    | –             | 130           | 10            | –             | 4,5                                     |
|                                                                                                              | 500                     | 320                    | 470           | 150           | 12            | –             | 1,8                                     |
|                                                                                                              | 650                     | 320                    | 820           | 160           | 150           | –             | 0,6                                     |
| Сталь 35, закалка от 880 °С, вода, <i>D</i> = 12 мкм, <i>D</i> <sub>п</sub> = 9 мкм, 10–12 % М <sub>пл</sub> | Без отпуска             | 270                    | –             | –             | –             | –             | –                                       |
|                                                                                                              | 200                     | 270                    | –             | –             | –             | –             | –                                       |
|                                                                                                              | 400                     | 270                    | –             | 190           | 42            | –             | 5,0                                     |
|                                                                                                              | 500                     | 270                    | 410           | 190           | 63            | –             | 3,0                                     |
|                                                                                                              | 650                     | 410                    | 820           | 210           | 150           | –             | 1,5                                     |
| Сталь 80, закалка от 820 °С, вода, <i>D</i> = 11 мкм, 68 % М <sub>пл</sub>                                   | Без отпуска             | –                      | –             | –             | –             | –             | –                                       |
|                                                                                                              | 400                     | 230                    | –             | 100           | 51            | –             | 5,5                                     |
|                                                                                                              | 500                     | 230                    | 260           | 110           | 71            | 150           | 2,0                                     |
|                                                                                                              | 650                     | –                      | 800           | 200           | 140           | 490           | 0,9                                     |

Примечания: *D* – средний размер аустенитного зерна; *D*<sub>п</sub> – средний размер мартенситных пакетов (для сталей 09Г2С и 35); % М<sub>пл</sub> – объемная часть пластинчатого мартенсита; *b* – средняя толщина реечного (09Г2С и Ст. 35) и пластинчатого (Ст. 80) мартенсита (в закаленном и низкоотпущенном состоянии) и феррита (после средне- и высокотемпературного отпуска); *h* – средний продольный размер ячеек после полигонизации; *d* – средний поперечный размер ячеек после полигонизации; для сталей 09Г2С и 35 *d* = *b*, *a* – средний продольный размер карбидов; *c* – средний поперечный размер карбидов;  $\rho$  – плотность дислокаций.

1. В реечном мартенсите практически полностью отсутствуют двойникованные прослойки, границы которых являются эффективными барьерами на пути движущихся дислокаций [1].

2. В пакетном мартенсите отношение между высокоугловыми и малоугловыми границами около 1:5 [1, 2]. При этом малоугловые границы работают как полупроницаемые – при достижении определенных критических напряжений в головной части дислокационного скопления некоторое количество дислокаций прорывает границу, переходит в соседний объем, и таким образом напряжение возле этих дислокационных скоплений уменьшается [3].

3. Установлено [4], что полное закрепление дислокаций в мартенсите достигается при содержании углерода в стали около 0,2 %. Если содержание углерода меньше указанного, дислокации обладают высокой подвижностью, которая дает возможность релаксации внутренних напряжений и, следовательно, реализации в стали очень хорошей пластичности, которая в сочетании с хорошей прочностью обеспечивает необходимую вязкость.

В процессе фазового превращения отдельные реечные мартенситные кристаллы группируются в пакеты (рис. 3.1). Линейные размеры этих пакетов в продольном и поперечном направлениях различны. Продольные размеры изменяются от 4 до 34 мкм, при этом наиболее часто встречаются пакеты длиной 14 мкм. Поперечные размеры изменяются от 2,8 до 18 мкм, при этом средняя ширина 9,2 мкм. Во внутренних объемах самих реек плотность дислокаций велика, при этом наблюдаются как облакообразные скопления дислокаций, так и мелкочаеистая дислокационная структура (рис. 3.1, а).

После отпуска при температурах выше 200 °С в структуре появляются видимые изменения. При отпуске до 300 °С в самых крупных рейках наблюдаются пластинчатые карбиды (рис. 3.1, б).

После отпуска при 400 °С реечная структура сохраняется. Плотность дислокаций во внутренних объемах самих реек уменьшается, что происходит одновременно с укрупнением карбидных частиц. Иногда во внутренних объемах реек наблюдаются участки, отделенные один от другого высокоугловыми границами, которые имеют характерный полосчатый контраст (рис. 3.1, в) и малую плотность дислокаций внутри соответствующих объемов. Возможно, эти участки впоследствии играют роль зародышей в процессе рекристаллизации.

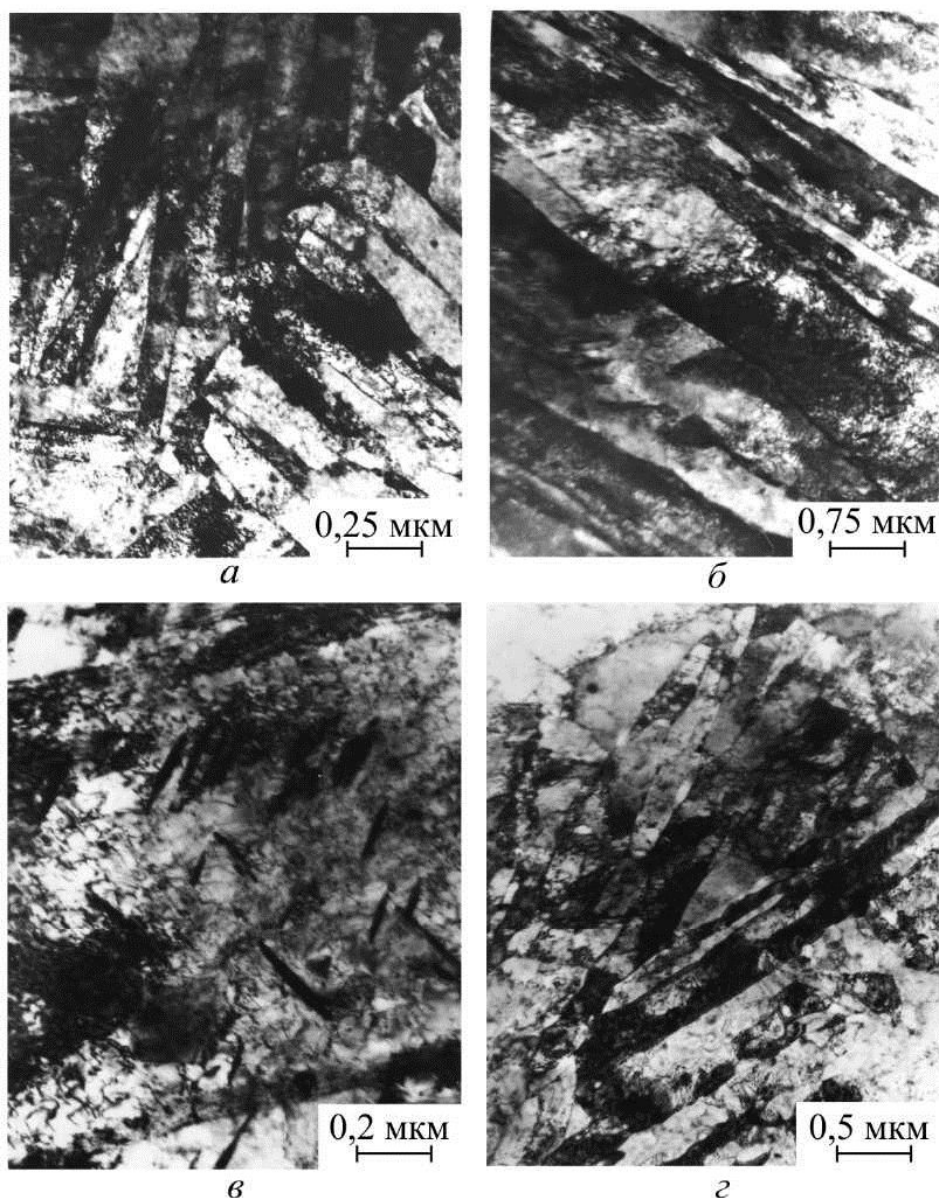


Рис. 3.1. Тонкая структура стали 09Г2С после закалки с 920 °С в воде без отпуска (*а*) и с отпуском при температурах 300 °С (*б*), 400 °С (*в*) и 500 °С (*г*)

После отпуска при 500 °С плотность дислокаций в мартенситных рейках еще больше уменьшается, активно протекают процессы полигонизации, появляется большое количество рекристаллизационных зародышей и выделяется много карбидов по границам кристаллов – реек  $\alpha$ -фазы. Активно протекающие рекристаллизационные процессы при 650 °С вызывают появление обширных областей сорбита (рис. 3.2, *а*). Средний размер этих областей 24 мкм, а объем, который они занимают, составляет примерно 50 %. Сохраняются также участки с частично сохранившейся реечной субструктурой. Плотность дислокаций в этих об-

ластях, а также в сорбите, полученном при отпуске, низкая (рис. 3.2, б). В результате коагуляции карбидов они укрупняются и округляются (рис. 3.2, в).

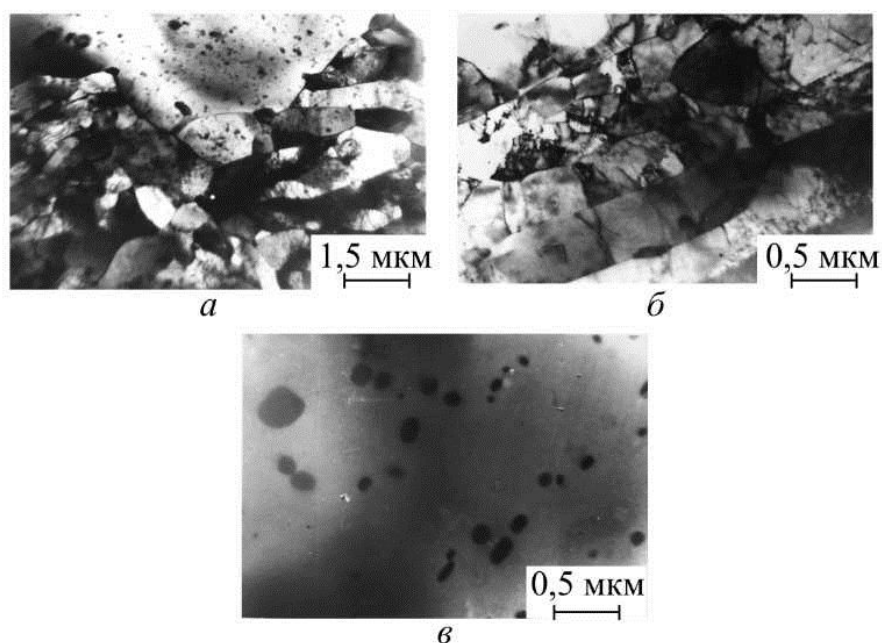


Рис. 3.2. Тонкая структура стали 09Г2С. Закалка 920 °С, вода + отпуск 650 °С: а – общий вид; б – дисперсный сорбит отпуска; в – сорбит отпуска

Необходимо различать два вида сорбита при отпуске закаленной стали:

- дисперсный сорбит отпуска, в котором еще сохраняется созданная закалкой субструктура (рис. 3.2, б);
- сорбит отпуска, в котором в результате сильно развитых рекристаллизационных процессов субструктура исчезает (рис. 3.2, в).

**Среднеуглеродистая сталь 35 ( $C = 0,32...0,40 \%$ ).** Основной структурой закаленной стали 35 является также реечный мартенсит. Наблюдается не более 8–10 % частично двойникового мартенсита (рис. 3.3, а). При отпуске в температурном интервале 200–400 °С субграницы, полученные в процессе закалки, полностью сохраняются, что подтверждается постоянным средним размером мартенситных кристаллов (см. табл. 3.1).

Изменение характеристик механических свойств в данном интервале температур отпуска связано с процессами, протекающими внутри реечных кристаллов  $\alpha$ -фазы. Эти процессы состоят в перераспределении и аннигиляции дислокаций, в результате чего уменьшается плотность дислокаций, а также в выделении цементитных карбидов в теле мартенситных кристаллов.



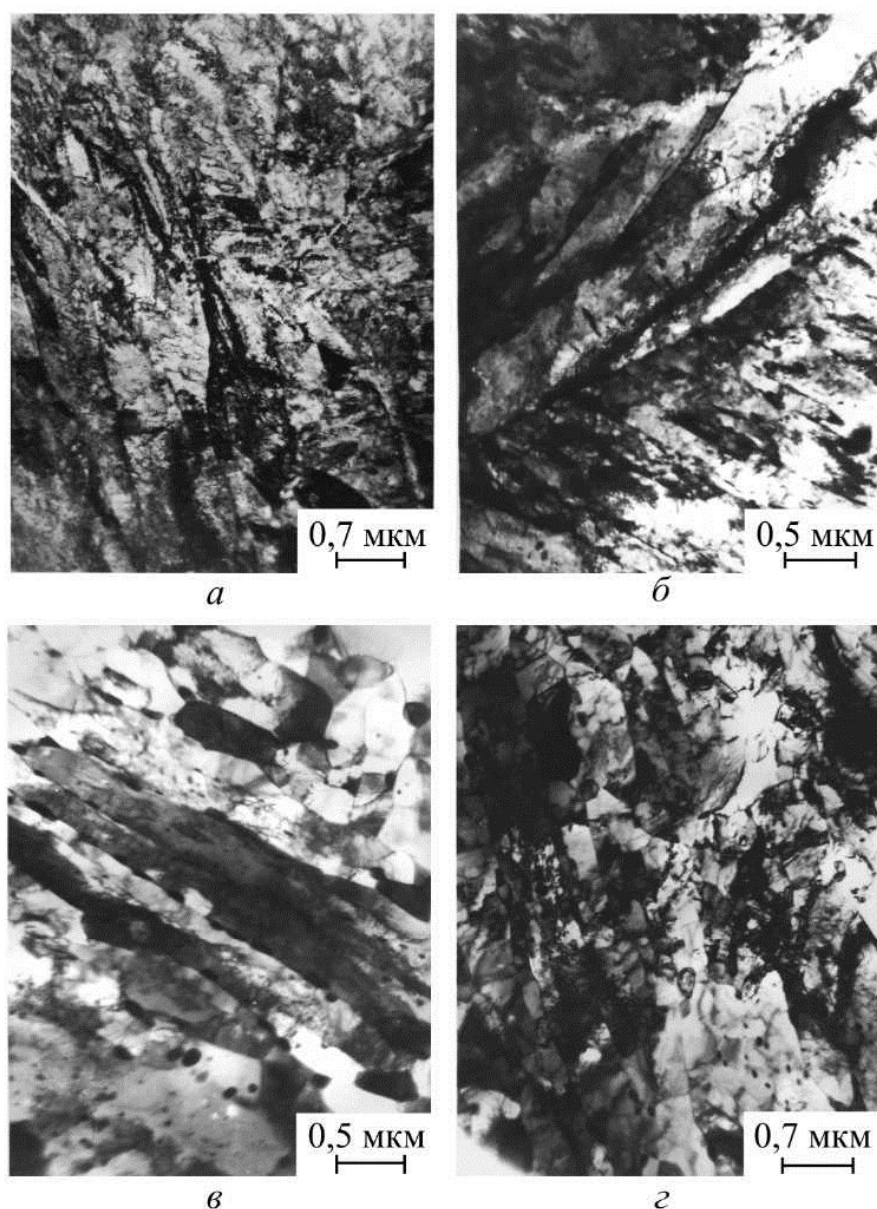


Рис. 3.3. Тонкая структура стали 35. Закалка 860 °С, вода:  
*a* – отпуск 200 °С; *б* – отпуск 500 °С; *в*, *г* – отпуск 650 °С

При отпуске до 500 °С реечная структура мартенсита сохраняется, но плотность дислокаций заметно уменьшается. Продолжается выделение цементитных карбидов, причем при этой температуре они образуются преимущественно по границам реек. В отдельных случаях могут наблюдаться зародыши рекристаллизации (рис. 3.3, *б*).

При отпуске до 650 °С протекают процессы полигонизации и формируется структура дисперсного сорбита отпуска – относительно удлиненные ферритные ячейки с небольшой плотностью дислокаций внутри них и цементитные карбиды, основная часть которых располагается по границам ферритных ячеек. В этой части микрообъе-

мов, где по границам наблюдается непрерывная цепочка карбидов, сохраняется реечная субструктура. Относительно реже могут наблюдаться небольшие области сорбита отпуска (не более 10 % от объема), в которых прошла рекристаллизация и реечно-ячеистая субструктура отсутствует (рис. 3.3, *в* и *г*). Таким образом, электронно-микроскопические исследования показывают, что среднеуглеродистая сталь 35 менее склонна к рекристаллизации по сравнению с низкоуглеродистой сталью 09Г2С. Причиной этого прежде всего является барьерный эффект, который вызывает появление цементитных карбидов, которые выделяются в большом количестве по субграницам и препятствуют их миграции.

**Высокоуглеродистая сталь 80 ( $C = 0,77...0,85\%$ ).** При закалке стали 80 образуется главным образом пластинчатый мартенсит, частично или полностью двойникованный. Он составляет 60–70 % общего объема (рис. 3.4, *а*). Этот тип мартенсита характеризуется повышенной склонностью к хрупкому разрушению не только из-за упрочнения твердого раствора (большие деформации решетки и полное закрепление дислокаций атмосферами Коттрелла), но и в результате особенностей его формирования. В этом случае максимальное перемещение атомов в решетке при образовании мартенсита создает участки с высоким уровнем микронапряжений на конце (вверху) мартенситной пластины при завершении ее роста. К объемному эффекту добавляется динамический, вызванный высокой скоростью, с которой образуются мартенситные пластины [5]. Максимальные пиковые напряжения будут возникать при образовании крупной пластины мартенсита, которая прорезает целиком тело аустенитного зерна и останавливается на его границе. Эти напряжения могут достигнуть таких высоких значений, в результате которых возникают приграничные микротрещины. Если они добавятся к напряжениям, которые возникают в кончике созданной магистральной трещины, то они могут вызвать транскристаллитное или интеркристаллитное разрушение.

В результате отпуска при 400 °С структура, полученная после закалки, сохраняется. Наблюдается выделение дисперсных карбидов как по границам, так и в теле  $\alpha$ -пластин. Плотность дислокаций внутри пластин уменьшается, при этом начинает исчезать контраст от двойников (рис. 3.4, *б*).

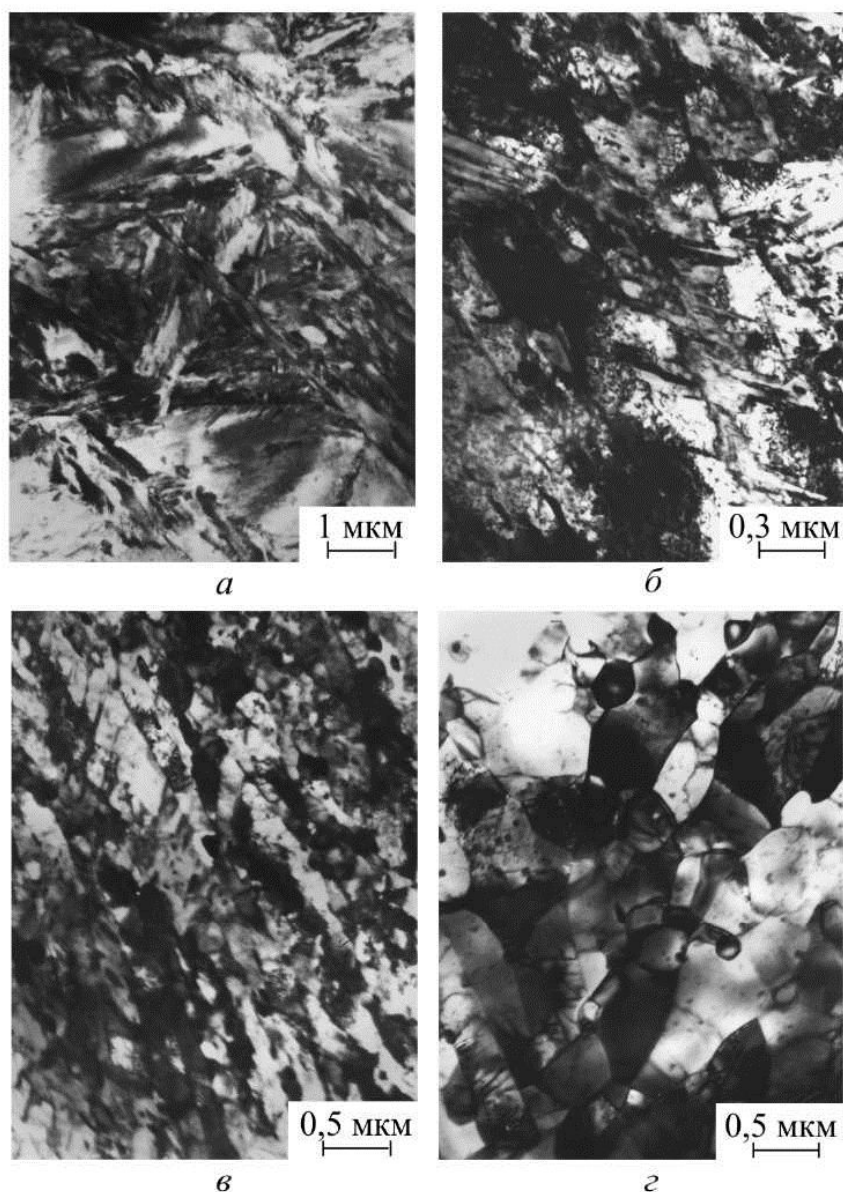


Рис. 3.4. Тонкая структура стали 80. Закалка 820 °С, вода: *а* – без отпуска; *б* – отпуск 400 °С; *в* – отпуск 500 °С; *г* – отпуск 650 °С

При отпуске до 500 °С границы пластин  $\alpha$ -фазы прослеживаются еще отчетливее. Во внутренних объемах пластин активно протекает полигонизация, которая формирует ячеистую субструктуру (рис. 3.4, *в*). Наибольшие ячейки ограничены от окружающей их матрицы высокоугловыми границами и превращаются в рекристаллизационные зародыши. Одновременно наблюдается рост и изменение формы цементитных карбидов: если при отпуске до 400 °С карбиды имели пластинчатую форму, то при отпуске при 500 °С они приобретают форму эллипсоидов. Структура, которая формируется при отпуске при 650 °С, может классифицироваться как дисперсный сорбит отпуска (рис. 3.4, *г*).

На основе статистического анализа, результаты которого приведены в табл. 3.1, можно сделать следующие выводы. В закаленном состоянии и после отпуска при низких температурах размеры микроструктурных элементов (размер аустенитного зерна, размер пакетов в сталях 09Г2С и 35, поперечный размер мартенситных кристаллов) имеют близкие значения. Наиболее существенная разница наблюдается в увеличении части объема, занятого пластинчатым мартенситом, – в стали 09Г2С 0 %, в стали 35 около 10 % и в стали 80 до 70 %.

После отпуска при высоких температурах средний размер ферритных ячеек и карбидных частиц для трех исследованных сталей имеет очень близкие значения (см. табл. 3.1). Разница в плотности дислокаций внутри ячеек также незначительна. Следовательно, разница в структуре сталей 09Г2С, 35 и 80 после высокотемпературного отпуска состоит в различной доле карбидов, которая увеличивается при повышении содержания углерода (1,0–1,2 % в стали 09Г2С, 4,5–4,7 % в стали 35 и 9,5–10,0 % в стали 80) и в количестве сорбита, полученного в результате отпуска (часть рекристаллизованной  $\alpha$ -фазы), которая уменьшается с увеличением содержания углерода (50 % в стали 09Г2С, 10 % в стали 35 и практически 0 % в стали 80).

### **3.2. Микромеханизмы разрушения при однократном нагружении углеродистых и низколегированных сталей с различным содержанием углерода, закаленных и отпущенных в широком температурном интервале**

Мы исследовали ряд низколегированных сталей с различным содержанием углерода после закалки и отпуска в широком температурном интервале. Наряду с традиционными механическими свойствами определяли предел трещиностойкости  $I_C$  при статическом нагружении и трещиностойкость КСТ при ударном трехточечном изгибе (ГОСТ 9454–78).

На основании результатов, полученных при ударных испытаниях, определяли критическую температуру  $T_{K12}^{ap}$  при значении  $a_p \equiv \text{КСТ} = 12 \text{ Дж/см}^2$ . Результаты, полученные при изучении механических свойств, представлены в табл. 3.2 и на рис. 3.5.

Для сталей с низким содержанием углерода ( $C < 0,2 \%$ ) увеличение температуры отпуска от 200 до 650 °С снижает статическую трещиностойкость  $I_C$ , в то время как трещиностойкость при ударном нагруже-

нии КСТ непрерывно растет. Фрактографический анализ (рис. 3.6, *а* и рис. 3.7, *а*) свидетельствует, что доминирующей рельефной составляющей в изломах после отпуска при низких температурах являются ямки (Я). При повышении температуры отпуска появляются значительные по размеру, бесструктурные по характеру, гладкие, с низкой энергоемкостью плоские ямки (рис. 3.7, *б, в*), называемые плато (П) [6]. В литературе этот рельеф известен еще как площадки расслоения по плоскостям скольжения [7].

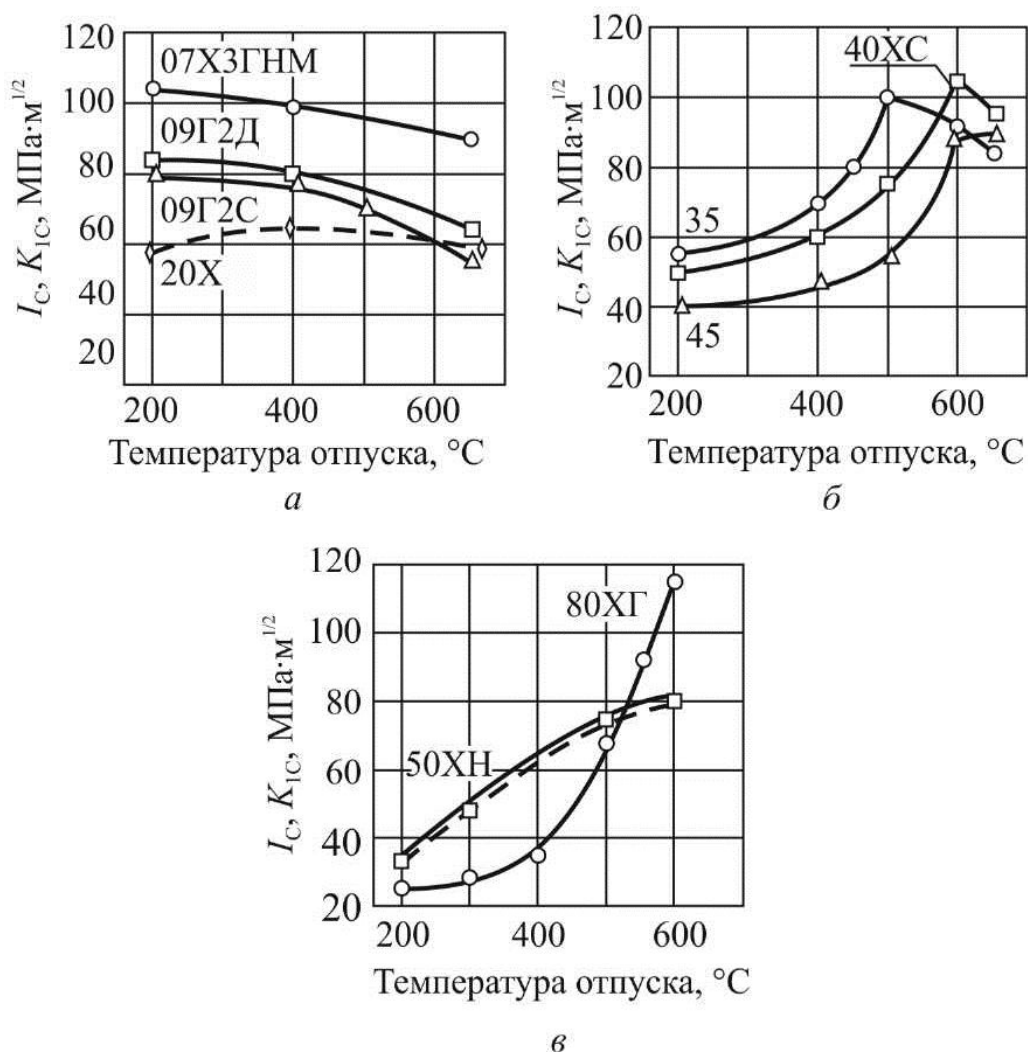


Рис. 3.5. Влияние температуры отпуска на изменение характеристик статической трещиностойкости для углеродистых и низколегированных сталей (сплошная линия –  $I_c$ , пунктирная линия –  $K_{Ic}$ ): *а* – низкоуглеродистые стали; *б* – среднеуглеродистые стали; *в* – высокоуглеродистые стали

С повышением температуры отпуска до 650 °C средний размер плато достигает 15–25 мкм, в то время как их площадь занимает 45–50 % от общей поверхности излома (рис. 3.7, *в*).

Таблица 3.2

Характеристики механических свойств сталей 09Г2С, 35 и 80

| Марка<br>стали | Режим<br>термообработки               | Механические свойства |                |          |        |                            |                          |                                 |
|----------------|---------------------------------------|-----------------------|----------------|----------|--------|----------------------------|--------------------------|---------------------------------|
|                |                                       | $\sigma_b$            | $\sigma_{0,2}$ | $\delta$ | $\psi$ | КСТ,<br>Дж/см <sup>2</sup> | $T_{K12}^{\psi}$ ,<br>°С | $I_C$ ,<br>МПа·м <sup>1/2</sup> |
|                |                                       | МПа                   |                | %        |        |                            |                          |                                 |
| 09Г2С          | Закалка 920°С, вода                   | 1260                  | 1060           | 9,0      | 33     | 14                         | –64                      | 78                              |
|                | Закалка + отпуск<br>200°С             | 1270                  | 1080           | 9,0      | 35     | 16                         | –70                      | 80                              |
|                | Закалка + отпуск<br>300°С             | 1170                  | 1030           | 7,0      | 36     | 14                         | –40                      | –                               |
|                | Закалка + отпуск<br>400°С             | 1010                  | 960            | 7,0      | 38     | 16                         | –78                      | 78                              |
|                | Закалка + отпуск<br>500°С             | 820                   | 780            | 11,0     | 41     | 25                         | –82                      | 71                              |
|                | Закалка + отпуск<br>650°С             | 700                   | 600            | 19,0     | 53     | 36                         | –91                      | 57                              |
| Сталь<br>35    | Закалка 880°С,<br>вода                | 710                   | 710            | 0        | 0      | –                          | –                        | –                               |
|                | Закалка + отпуск<br>200°С             | 1590                  | 1460           | 3,0      | 19     | 10                         | +119                     | 56                              |
|                | Закалка + отпуск<br>300°С             | 1340                  | 1250           | 6,5      | 23     | 10                         | –                        | 60                              |
|                | Закалка + отпуск<br>400°С             | 1100                  | 1020           | 10,0     | 38     | 19                         | +30                      | 69                              |
|                | Закалка + отпуск<br>500°С             | 950                   | 880            | 12,5     | 42     | 30                         | –20                      | 100                             |
|                | Закалка + отпуск<br>650°С             | 710                   | 680            | 30,0     | 56     | 54                         | –54                      | 84                              |
| Сталь<br>80    | Закалка 820°С, вода<br>+ отпуск 200°С | –                     | –              | –        | –      | –                          | –                        | 21                              |
|                | Закалка + отпуск<br>400°С             | 1560                  | 1450           | 2,5      | 6,5    | –                          | –                        | 32                              |
|                | Закалка + отпуск<br>500°С             | 1190                  | 1050           | 6,0      | 13,5   | –                          | –                        | 62                              |
|                | Закалка + отпуск<br>650°С             | 960                   | 855            | 12,0     | 28,0   | –                          | –                        | 98                              |

Для среднеуглеродистых сталей ( $C = 0,3 \dots 0,5 \%$ ) предел трещиностойкости  $I_C$  имеет максимальные значения после закалки и отпуска в интервале 500–600 °С. Дополнительное повышение температуры отпуска приводит к известному снижению  $I_C$ . При этом чем выше содержание углерода, тем при более высокой температуре отпуска наблюдается этот максимум.



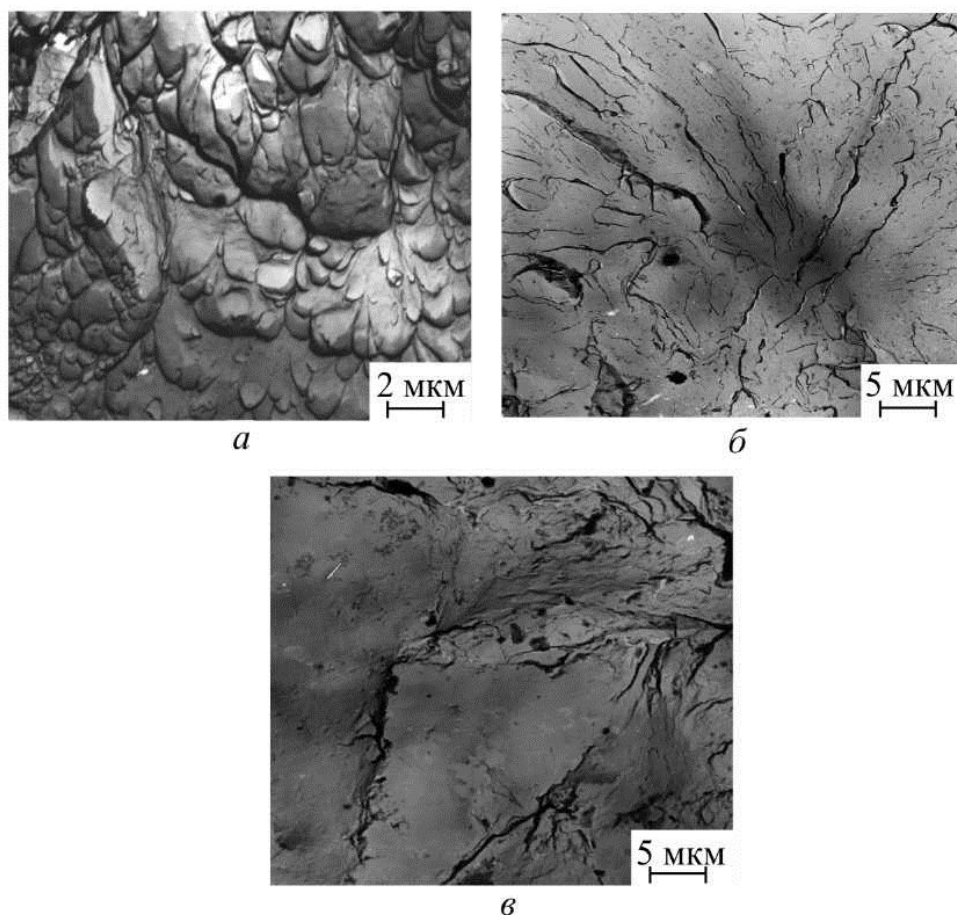


Рис. 3.6. Рельеф поверхности изломов низкоотпущенных сталей после испытаний на статическую трещиностойкость:  
*а* – сталь 09Г2С; *б* – сталь 35; *в* – сталь 80

С повышением температуры отпуска во всем температурном интервале от 200 до 650 °С динамическая трещиностойкость КСТ непрерывно растет. Кроме того, как следует из литературных данных [8], температура отпуска, при которой реализуются максимальные значения статической трещиностойкости, существенно зависит и от легирования стали. При наличии сильных карбидообразующих элементов, таких как ванадий и титан, этот максимум перемещается в область более высоких температур отпуска. Другими словами, такая экстремальная зависимость статической трещиностойкости характерна для углеродистых низколегированных сталей со средним содержанием углерода, в состав которых не входят элементы-карбидообразователи.

Исследование микромеханизма разрушения среднеуглеродистых сталей после закалки и низкотемпературного отпуска показывает, что основными рельефными составляющими являются субтранскристаллитные и транскристаллитные фасетки (рис. 3.6, *б* и рис. 3.8, *а*). С повышением

температуры отпуска этот хрупкий механизм развития трещины сменяется более вязким, и при достижении максимальных значений статической трещиностойкости вместо хрупких фасеток появляются энергоемкие ямки (рис. 3.8, б). Снижение трещиностойкости при еще более высоких температурах отпуска (см. рис. 3.5, б) связано с образованием известного количества площадей, занятых плато (рис. 3.8, в).

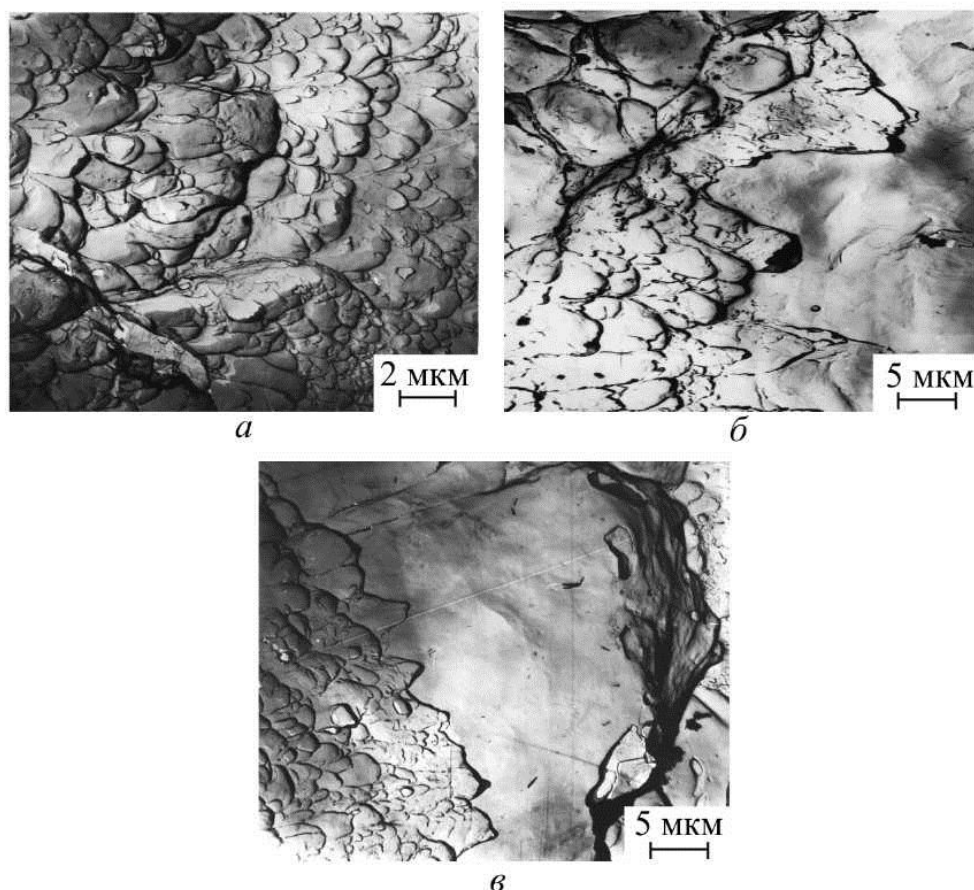


Рис. 3.7. Рельеф поверхности изломов стали 09Г2С после испытаний на статическую трещиностойкость: а – отпуск 200 °С; б – отпуск 400 °С; в – отпуск 650 °С

В сталях с высоким содержанием углерода ( $C > 0,5 \%$ ) с повышением температуры отпуска статическая трещиностойкость увеличивается (рис. 3.5, в). Фрактографически (см. рис. 3.6, в) этот процесс выражается в образовании при низких температурах отпуска очень хрупких транскристаллитных и интеркристаллитных фасеток. С повышением температуры отпуска до средних температур начинают образовываться относительно более энергоемкие субтранскристаллитные фасетки. При высоких температурах образуется характерный энергоемкий ямочный рельеф.



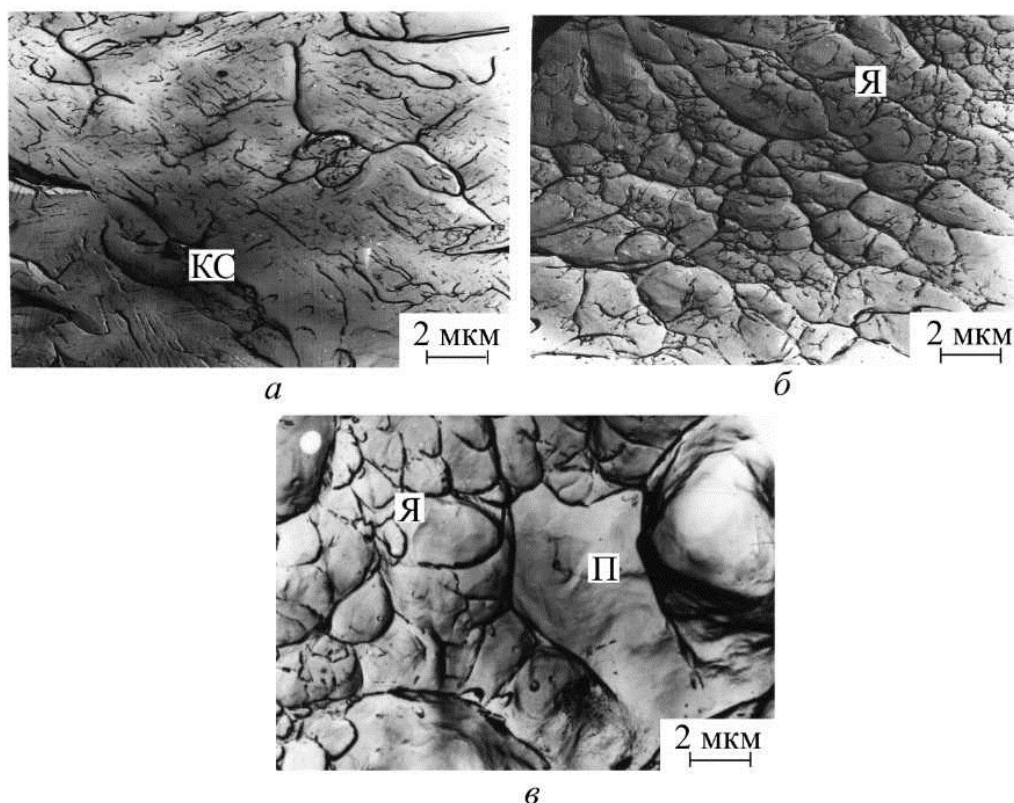


Рис. 3.8. Рельеф поверхности изломов стали 35 после испытаний на статическую трещиностойкость. КС – квазискл, Я – ямки, П – плато: *а* – отпуск 200 °С; *б* – отпуск 500 °С; *в* – отпуск 650 °С

Изломы исследованных материалов, полученные при динамическом нагружении, имеют фрактографические особенности, аналогичные полученным при статическом нагружении.

### 3.3. Закономерности изменения трещиностойкости при статическом нагружении закаленных и отпущенных углеродистых и низколегированных сталей

**Диаграмма максимальной трещиностойкости** [8] (рис. 3.9). На диаграмме в зависимости от содержания углерода в стали показано, при каких температурах отпуска реализуется максимальное значение статической трещиностойкости. При построении диаграммы, кроме собственных, использованы данные и других авторов [8, 9–12].

**Диаграмма предельной трещиностойкости.** На рис 3.10 полученные результаты исследований обобщены в виде диаграммы предельной трещиностойкости [13, 14]. Значения предела трещиностойкости  $I_C$  представлены в зависимости от предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . Из представленных

данных для рассмотренного класса сталей – закаленных и отпущенных в широком температурном интервале – хорошо видно, что максимальные значения  $I_C$  могут быть получены при значении  $\sigma_{0,2} \approx 900$  МПа.

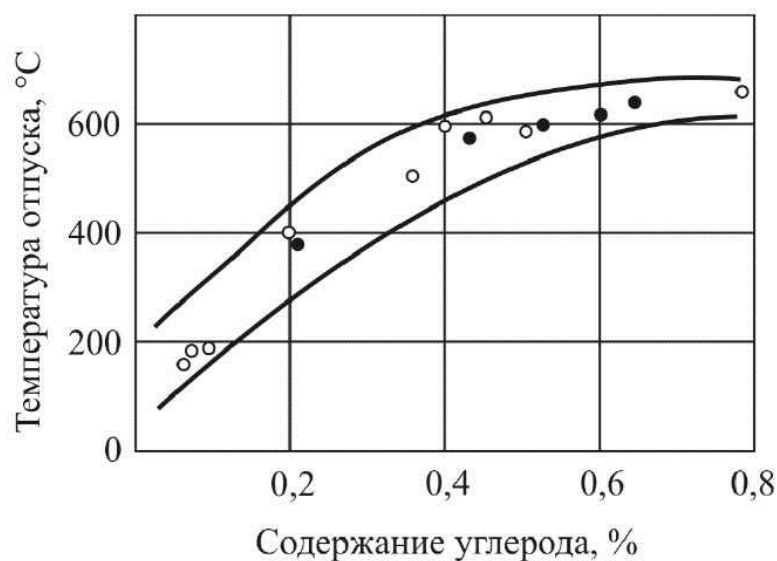


Рис. 3.9. Диаграмма максимальной статической трещиностойкости (а) и циклической трещиностойкости на парисовском участке (б) для углеродистых и низколегированных сталей:  
○ – данные авторов; ● – литературные данные

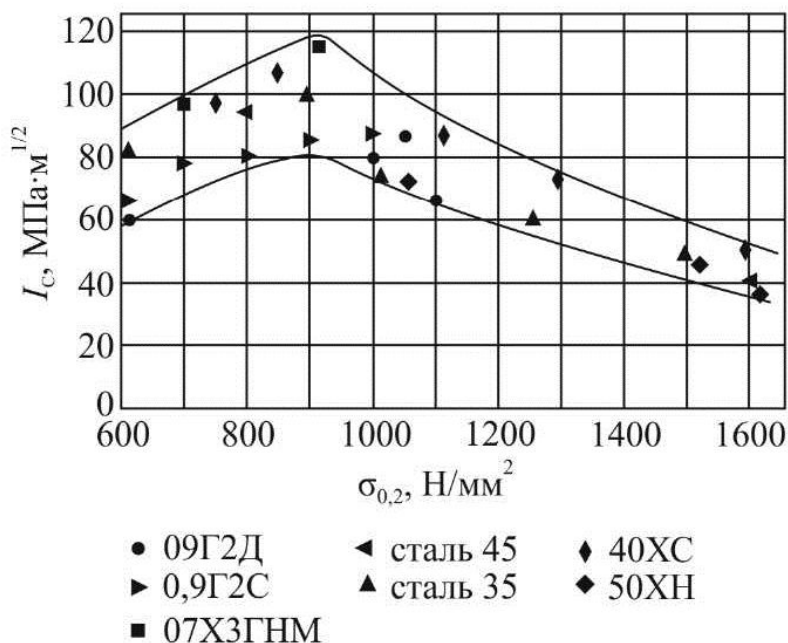


Рис. 3.10. Диаграмма предельной трещиностойкости закаленных и отпущенных углеродистых и низколегированных сталей

### **3.4. Микромеханизмы разрушения при циклическом нагружении углеродистых и низколегированных сталей с различным содержанием углерода после закалки и отпуска**

#### **3.4.1. Циклическая трещиностойкость после закалки и низкотемпературного отпуска**

Исследованы стали марок 09Г2С, сталь 35 и сталь 80. На рис. 3.11 приведены диаграммы циклической трещиностойкости для трех сталей. В табл. 3.3 даны некоторые важные характеристики, определенные в результате проведенных исследований. Эти результаты показывают, что в районе первого (припорогового) участка ( $V \approx 10^{-10}$  м/с) диаграммы циклической трещиностойкости исследованных сталей в низкоотпущенном состоянии практически не зависят от содержания углерода, в результате чего пороговые значения  $\Delta K_{th}$  очень близки. Это хорошо видно и из данных, приведенных в табл. 3.3 для значений  $\Delta K_{th}$  исследованных сталей после закалки и отпуска при температуре 200 °С.

По своему физическому смыслу  $\Delta K_{th}$  – это минимальное значение  $K_{max}$ , при превышении которого действующие напряжения в устье трещины могут разрушить кристаллическую решетку. Но так как циклическая пластическая зона, в части которой реализуется разрушение, в этом случае очень мала, то для целого спектра морфологических спектров мартенсита разрушение протекает в субструктурных частях металла, которые в рассмотренных случаях представляют  $\alpha$ -железо, т.е. разрушается одна и та же кристаллическая решетка.

Специально изучали микромеханизм роста усталостной трещины после закалки и низкотемпературного отпуска. Исследования, проведенные на угольных репликах, снятых с участков излома, на которых  $\Delta K \approx \Delta K_{th}$ , показывают, что во всех случаях образуются характерные площадки в виде гирлянд или фестонов, схематически показанные на рис. 2.72, поверхность которых имеет типичный для усталостного разрушения бороздчатый рельеф (рис. 3.12). Эти площадки расположены на различных уровнях и отделены одна от другой специфическими разрывами (рис. 3.12, а, б). Направление площадок соответствует локальному направлению распространения трещины. Средняя длина этих

площадок составляет 10–12 мкм и хорошо совпадает с продольным размером мартенситных пакетов. Ширина площадки (0,4–0,6 мкм) больше толщины отдельных реечных мартенситных кристаллов (0,23 мкм), при этом одна площадка включает в себя 2–3 рейки.

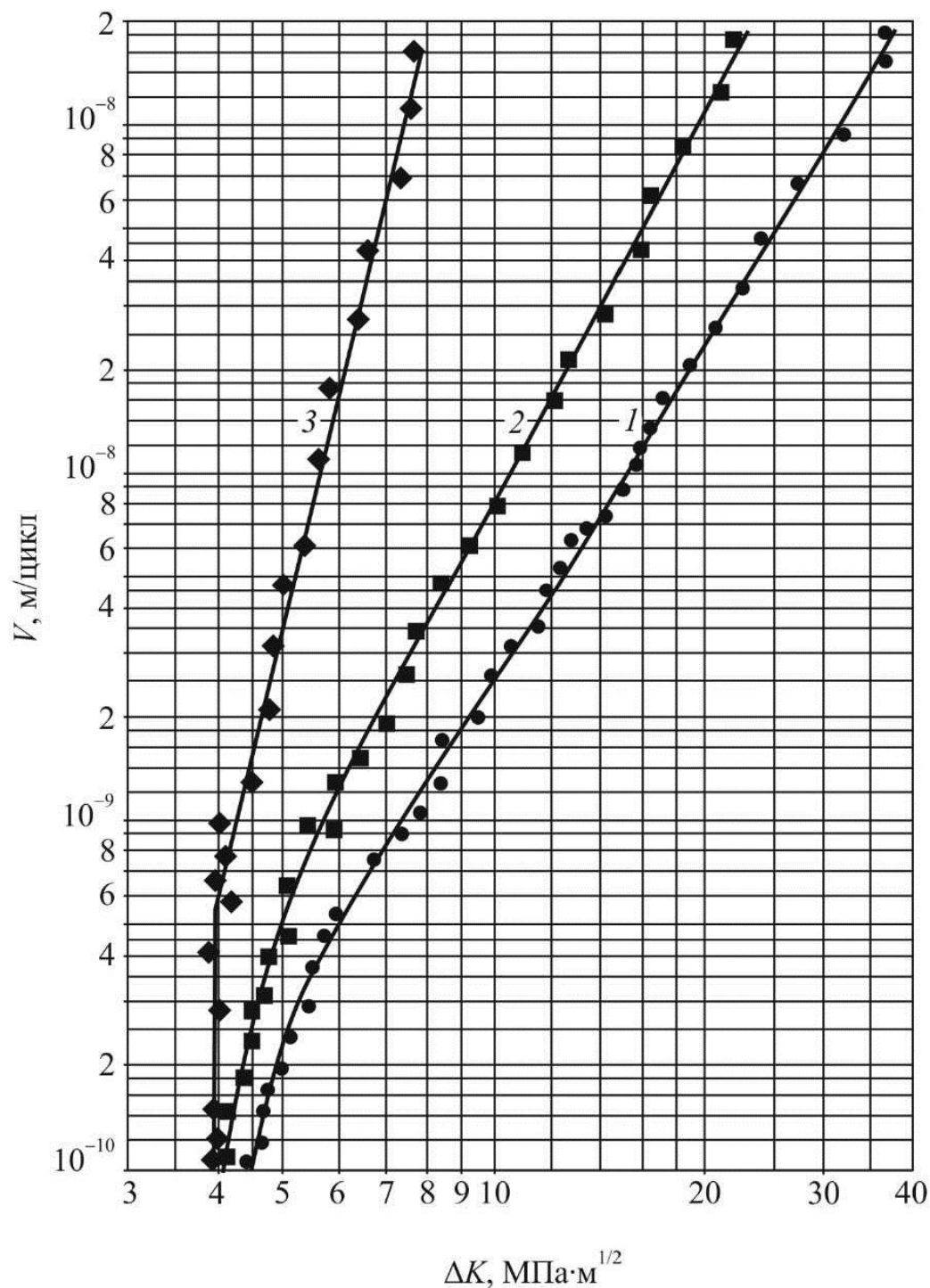


Рис. 3.11. Диаграммы циклической трещиностойкости низкоотпущенных сталей: 1 – сталь 09Г2С; 2 – сталь 35; 3 – сталь 80

Таблица 3.3

Связь структуры, циклической трещиностойкости и микромеханизмов разрушения закаленных и низкоотпущенных сталей

| Марка стали,<br>режим термообработки        | % М <sub>пт</sub><br>(после закалки) | Рельефные<br>составляющие<br>при $V=10^7/10^9$<br>м/цикл, % |      |       | $\Delta K_{th}$ | $\Delta K^*$ | $n$ |
|---------------------------------------------|--------------------------------------|-------------------------------------------------------------|------|-------|-----------------|--------------|-----|
|                                             |                                      | СТБ                                                         | ТБ   | ИФ    |                 |              |     |
| 09Г2С, закалка 920 °С                       | 0                                    | 50/95                                                       | 45/5 | 5/0   | 4,3             | 31           | 3,1 |
| 09Г2С, закалка 920 °С +<br>отпуск 200 °С    | 0                                    | 50/95                                                       | 50/5 | 0/0   | 4,4             | 32,5         | 2,9 |
| Сталь 35, закалка 860 °С +<br>отпуск 200 °С | 10–12                                | 40/85                                                       | 20/0 | 40/15 | 4,1             | 19,9         | 4,3 |
| Сталь 80, закалка 800 °С +<br>отпуск 200 °С | 65–70                                | 20/80                                                       | 0/0  | 80/20 | 3,8             | 7,6          | 7,4 |
| Сталь 80, закалка 800 °С +<br>отпуск 400 °С | 65–70                                | 30/–                                                        | 10/– | 60/–  | 5,7             | 12,0         | 5,7 |

Примечания: % М<sub>пт</sub> – доля пластинчатого мартенсита в структуре; процент рельефных составляющих при  $V = 10^7/10^9$  м/цикл – доля площади излома, занятая данной рельефной составляющей при скорости роста трещины  $10^7$  (числитель) и  $10^9$  (знаменатель), м/цикл;  $\Delta K_{th}$  – значение порогового коэффициента интенсивности напряжений;  $n$  – значение показателя степени в уравнении Париса; СТБ – субкристаллические бороздки; ТБ – транскристаллитные бороздки; ИФ – фасетки интеркристаллитного скола.

Часто можно наблюдать, как на поверхности площадки возникают характерные разрывы, и она делится на две части. Возможен и обратный эффект, когда эти разрывы исчезают и две соседние площадки сливаются в одну. Эти разрывы, которые появляются или исчезают, напоминают очень тонкие нерегулярные слои остаточного аустенита между мартенситными кристаллами. По всей вероятности, эти разрывы, создающие ступенчатый характер поверхности, образуются в результате разрушения прослоек остаточного аустенита, при этом наиболее крупные из них контролируют ширину площадок. Измеренный шаг усталостных бороздок  $h \approx 0,1$  мкм. Известно, что усталостная трещина делает очередной шаг, когда на некотором расстоянии впереди нее, в циклической пластической зоне, перед которой эта трещина остановилась [15], в результате пластической деформации исчерпывается вязкость материала. Другими словами, под воздействием этой локальной пластической деформации

происходит эволюция дислокационной структуры, и в конечном счете она превращается в критическую дислокационную структуру (рис. 3.12, *в, г*), для которой при последующем циклическом нагружении энергетически более выгодно разрушиться.

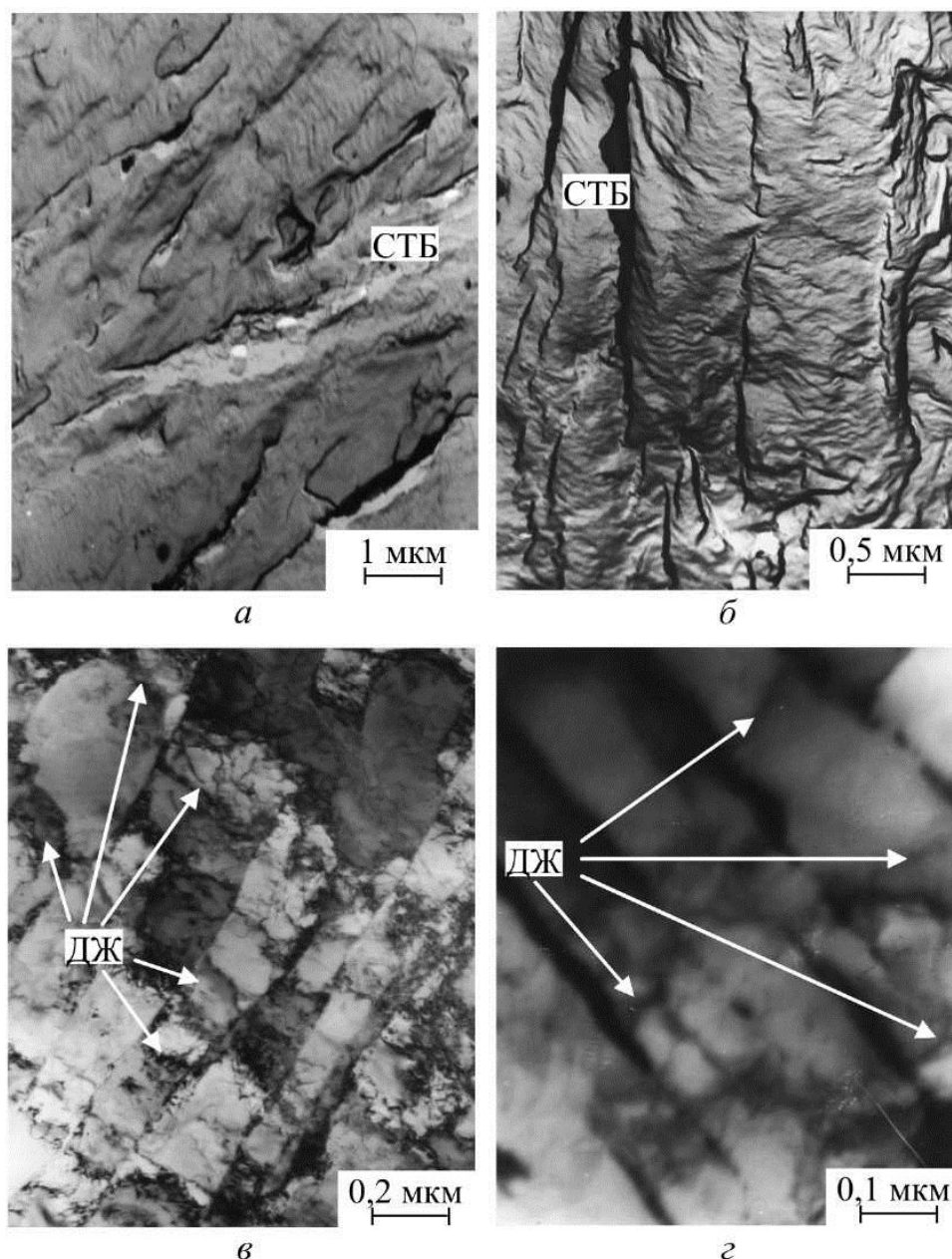


Рис. 3.12. Рельеф поверхности разрушения (*а, б*) и вторичная дислокационная структура (*в, г*) низкоотпущенных сталей 09Г2С (*а, в*) и 35 (*б, г*) на околопороговом участке. ДЖ – дислокационные жгуты

Исследования, проведенные на железе и низкоуглеродистых феррито-перлитных сталях с помощью электронной микроскопии [16] и рентгеновской фрактографии [17], показывают, что критическая дислокационная

структура представляет собой мелкоячеистую дислокационную структуру с очень низкой плотностью дислокаций внутри этих ячеек и достаточно высокой по их границам. Формирование такой дислокационной структуры обеспечивает дискретное распределение вязкости в циклической пластической зоне: внутренние объемы ячеек, где дислокационная структура отсутствует, – хрупкие, а границы, точнее, субграницы, попадая под действие высоких напряжений, могут претерпевать микропластические деформации за счет генерирования новых дислокаций.

Уровень вязкости субграниц пропорционален степени их совершенства. При упорядоченном распределении дислокаций микронапряжения взаимно гасятся, повышая таким образом вязкость субграниц. Хаотичное распределение дислокаций в границах ячеек, вызывая высокие локальные напряжения, ведет к их охрупчиванию.

Таким образом, усталостная трещина, проскакивая хрупкое тело ячейки, задерживается на ее границе до момента, когда исчерпается возможность микропластического деформирования последней, после чего происходит разрыв границы и усталостная трещина делает следующий хрупкий шаг через тело соседней ячейки. Именно таким образом формируется характерный усталостный бороздчатый рельеф [15].

Очевидно, что фрактографические особенности усталостного излома лишь косвенно связаны с исходной структурой металла. Их непосредственную связь необходимо искать в формировании в объеме циклической пластической зоны критической дислокационной структуры. Это особенно важно для низкоамплитудной области, так как передвижение трещины по чисто усталостному механизму наиболее полно реализуется при низких значениях  $\Delta K$  (см. табл. 3.3).

Для изучения критической дислокационной структуры использован специально созданный для этой цели метод был дифракционной электронной микроскопии (ДЭФ) [18]. Вначале этот метод был использован при исследовании стали 09Г2С в горячекатаном состоянии. Установлено, что под воздействием циклических напряжений исходная дислокационная структура с равномерно распределенными дислокациями внутри ферритных зерен (рис. 3.13, а) трансформируется в мелкоячеистую критическую дислокационную структуру (рис. 3.13, б). Стенки ячеек широки и размыты из-за исключительно высокой плотности дислокаций в них. Сами ячейки расположены в виде характерных лент, которые по своей форме и размерам напоминают бороздчатый рельеф ус-



талостного излома (рис. 3.13, в). Статистический анализ результатов, полученных методом ДЭФ, показывает, что при  $\Delta K = 11 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  (для горячекатаной стали 09Г2С это соответствует скорости роста усталостной трещины  $V = 10^{-7} \text{ м/цикл}$ ) средний размер ячейки критической дислокационной структуры составляет  $(0,49 \pm 0,09) \text{ мкм}$ . Количественная оценка шага, с которым продвигается усталостная трещина, т.е. расстояние между двумя соседними бороздками, при тех же значениях  $\Delta K$ ,  $b = (0,43 \pm 0,04) \text{ мкм}$ . Сравнивая этот размер с измерениями поперечного размера ячеек критической дислокационной структуры, можно утверждать, что каждое последующее продвижение усталостной трещины происходит между границами ячейки критической дислокационной структуры [15].

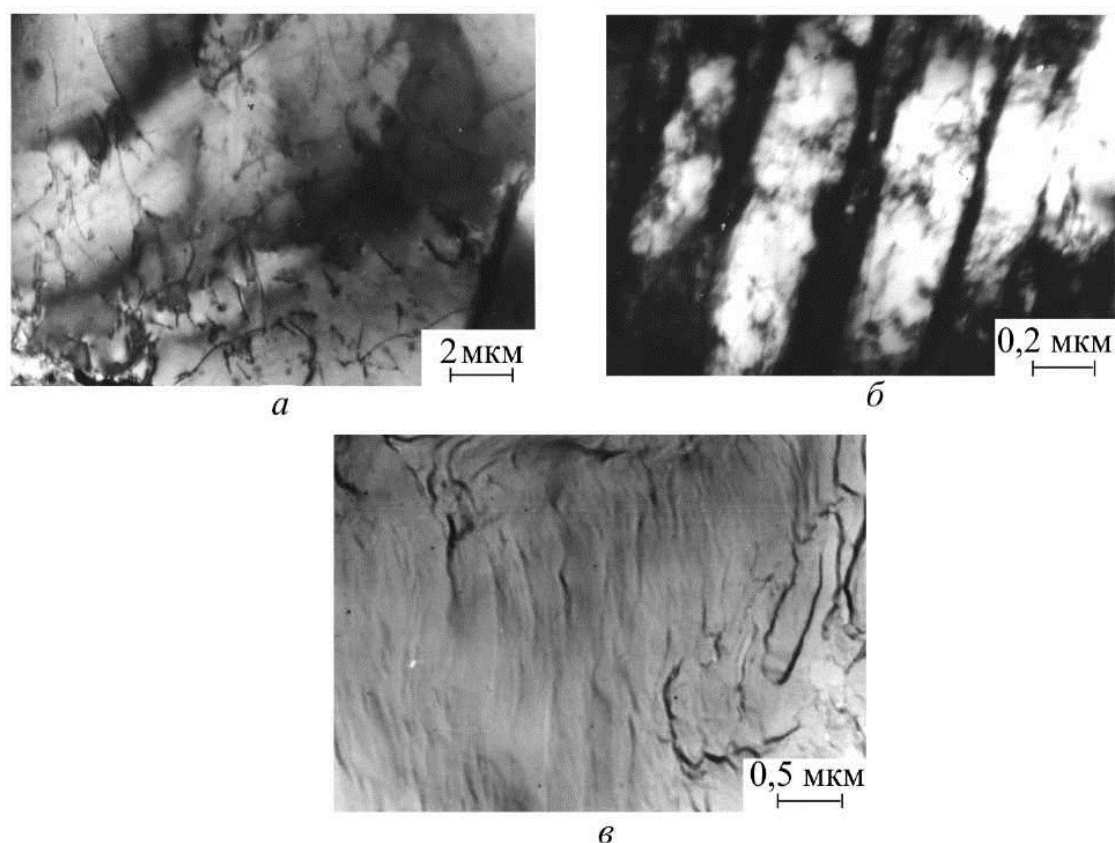


Рис. 3.13. Исходная дислокационная структура (а), вторичная дислокационная структура (б) и рельеф поверхности излома (в) нормализованной стали 09Г2С

Исследование стали 09Г2С в закаленном и низкоотпущенном состоянии с помощью метода ДЭФ показывает, что пакетно-речечное строение мартенсита, попадающего внутрь объема циклической пластической зоны, сохраняется. Самые большие изменения наблюдают-



ся внутри реечных кристаллов. Облакообразно расположенные дислокации и образованные дислокационные сетки в исходной структуре металла под воздействием циклического нагружения преобразуются в критическую дислокационную структуру (рис. 3.12, *в, г*), в характерные плотные дислокационные «шнурообразные» формирования, расстояние между которыми не более 0,1 мкм. Эти дислокационные шнуры расположены поперек мартенситных кристаллов, а объем между ними практически свободен от дислокаций. Проведенные измерения показывают, что расстояние между этими дислокационными шнурами и между усталостными бороздками, которые наблюдаются на поверхности усталостного излома, хорошо совпадают.

По определению механизм развития трещины через объем элемента субструктуры определяется как *субтранsstrуктурный*. Когда рассматривается распространение усталостной трещины в металле с развитой субструктурой, то соответствующий механизм определяется как *субтранскристаллитная усталость*, а характерные бороздки на поверхности излома как *субтранскристаллитные бороздки* [6].

Как показывают наши исследования, субтранскристаллитная усталость представляет собой механизм развития усталостной трещины, характерный для всех сталей со структурой пакетного (реечного) мартенсита. Необходимо иметь в виду, что в сталях с низким содержанием углерода этот тип рельефной составляющей наблюдается только на первом участке диаграммы циклической трещиностойкости. При более высоких значениях  $\Delta K$  и при переходе от первого участка этой диаграммы ко второму (см. рис. 2.85) площадки с субтранскристаллитными бороздками сменяются обыкновенным транскристаллитным бороздчатым микрорельефом.

Необходимо отметить, что в отличие от первого участка диаграммы циклической трещиностойкости, где скорость развития усталостной трещины не зависит от содержания углерода, на втором участке этой диаграммы циклическая трещиностойкость сильно зависит от его содержания (рис. 3.14).

Фрактографический анализ показывает (см. табл. 3.3), что в низкоотпущенной стали 09Г2С при  $V \approx 10^{-7}$  м/цикл вся поверхность излома занята усталостными бороздками (рис. 3.14, *а*). В низкоотпущенной стали 35 наиболее важной особенностью является появление фасеток

интеркристаллитного скола (рис. 3.14, б). Для стали 80 после закалки и отпуска при 200 и 400 °С характерно, что значительная часть поверхности излома занята интеркристаллитными фасетками.

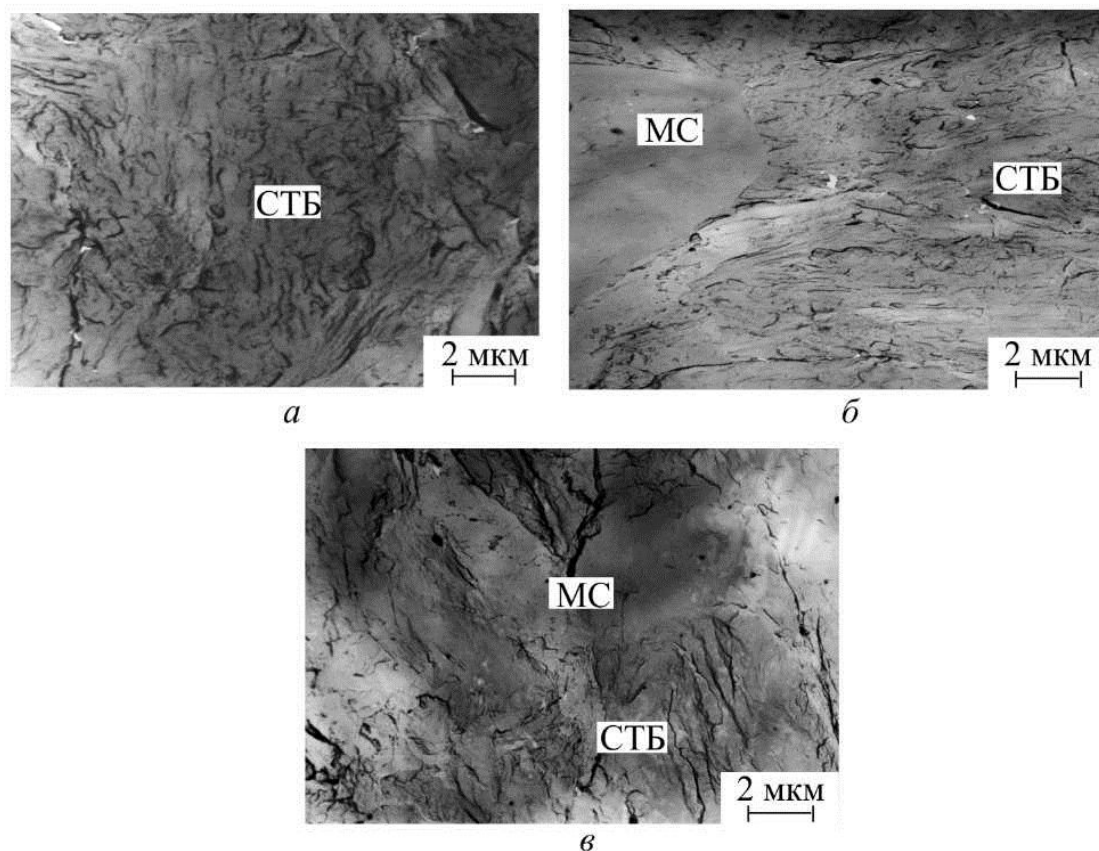


Рис. 3.14. Рельеф поверхности усталостных изломов сталей 09Г2С (а), 35 (б) и 80 (в) в пределах парисовского участка: СТБ – субтранскристаллитные бороздки, МС – фасетки межзеренного скола

Сравнивая изменения циклической трещиностойкости сталей 09Г2С 35 и 80 с изменением рельефных составляющих на поверхности излома, нетрудно понять, что ухудшение циклической трещиностойкости сопровождается увеличением доли излома, занятого интеркристаллитными фасетками. Основным изменением в структуре исследованных сталей является замена пакетного мартенсита на пластинчатый, объемная часть которого по данным электронной микроскопии увеличивается от 0 % в стали 09Г2С до 70 % в стали 80.

На основании проведенных исследований можно утверждать, что снижение циклической трещиностойкости на парисовском участке диаграммы в углеродистых низколегированных сталях с увеличением содержания углерода связано с увеличением доли пластинчатого мартенсита и инициированием интеркристаллитного хрупкого разруше-

ния (см. табл. 3.3). Одновременно с увеличением доли пластинчатого мартенсита наблюдается резкое увеличение параметра  $n$ , который в данном случае характеризует интенсивность включения в процесс усталостного разрушения низкоэнергетического механизма интеркристаллитного скола.

Главной особенностью и преимуществом закаленных и низкоотпущенных низколегированных сталей при усталостном разрушении является отсутствие пластинчатого мартенсита и, как следствие, отсутствие интеркристаллитного скола.

### **3.4.2. Циклическая трещиностойкость после закалки и отпуска в широком температурном интервале**

В подразд. 3.5.1 было обращено внимание на микромеханизмы развития трещины в углеродистых сталях после закалки и отпуска в узком температурном интервале в зависимости от содержания в них углерода. В настоящем разделе рассматриваются микромеханизмы разрушения после закалки и отпуска в широком температурном интервале, при этом испытывали те же марки стали – 09Г2С, 35 и 80. Полученные результаты представлены на рис. 3.15–3.17 и в табл. 3.4–3.6.

Изменение содержания углерода в закаленных и низкоотпущенных сталях (200 °С) практически не оказывает влияния на пороговое значение  $\Delta K_{th}$  (табл. 3.4). С повышением температуры отпуска (табл. 3.5) от 200 до 650 °С чем выше содержание углерода, тем больше значения  $\Delta K_{th}$ . Это означает, что с увеличением содержания углерода растет пороговая циклическая трещиностойкость сталей. Так, для стали 09Г2С  $\Delta K_{th}$  увеличивается от 4,4 до 5,8, для стали 35 – от 4,1 до 6,4, и для стали 80 – от 3,8 до 7,2 МПа·м<sup>1/2</sup> (табл. 3.5).

Как показывают проведенные фрактографические исследования, на поверхности изломов образцов высокоотпущенных сталей в припороговой области  $\Delta K_{th}$  образуются характерные площадки – фестоны (см. рис. 2.72), расположенные на разных уровнях (рис. 3.18). Их размеры в продольном направлении составляют 0,4–1,0 мкм, а в поперечном 0,2–0,6 мкм. Если сопоставим направление развития усталостной трещины и ориентировку указанных площадок, то чаще всего трещина растет поперек площадок. Важно отметить, что размер площадок достаточно хорошо совпадает с размером ферритных ячеек в дисперсном сорбите отпуска (см. табл. 3.1).

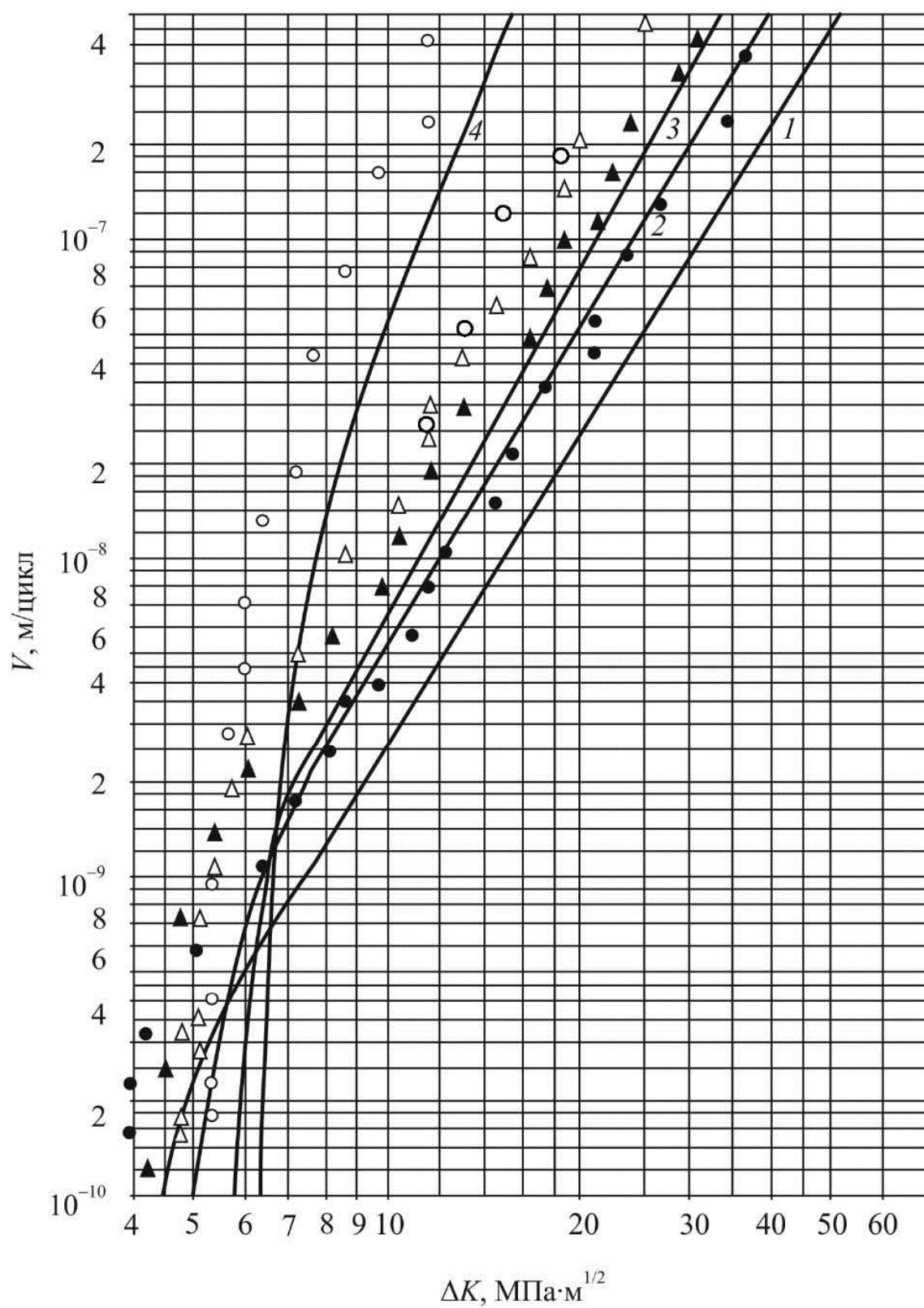


Рис. 3.15. Диаграммы циклической трещиностойкости стали 09Г2С после различных режимов термообработки: 1 – закалка 920 °С + отпуск 200 °С; 2 – закалка 920 °С + отпуск 400 °С; 3 – закалка 920 °С + отпуск 650 °С; 4 – нормализация 920 °С

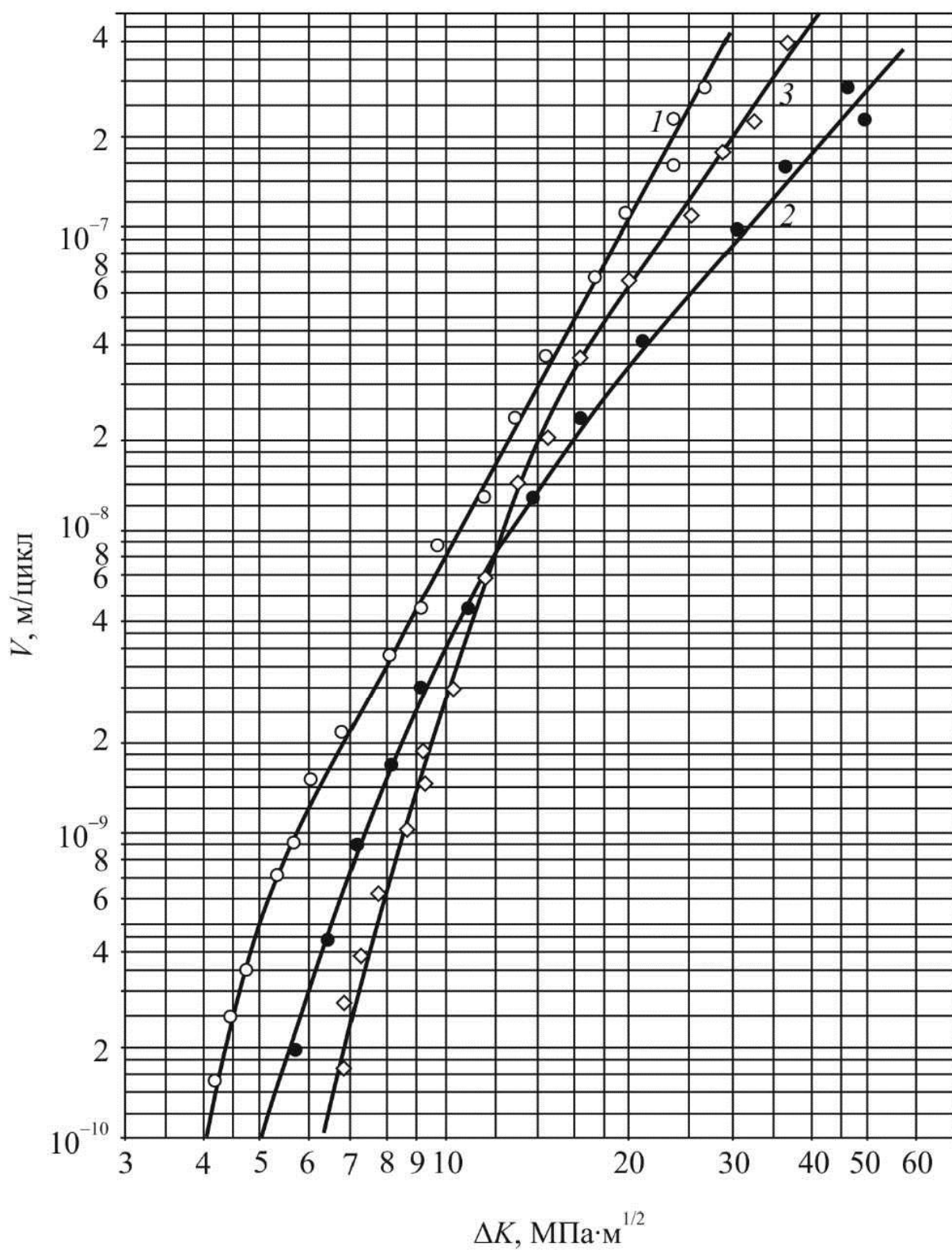


Рис. 3.16. Диаграммы циклической трещиностойкости стали 35 после различных режимов термообработки: 1 – закалка 860 °C + отпуск 200 °C; 2 – закалка 860 °C + отпуск 500 °C; 3 – закалка 860 °C + отпуск 650 °C

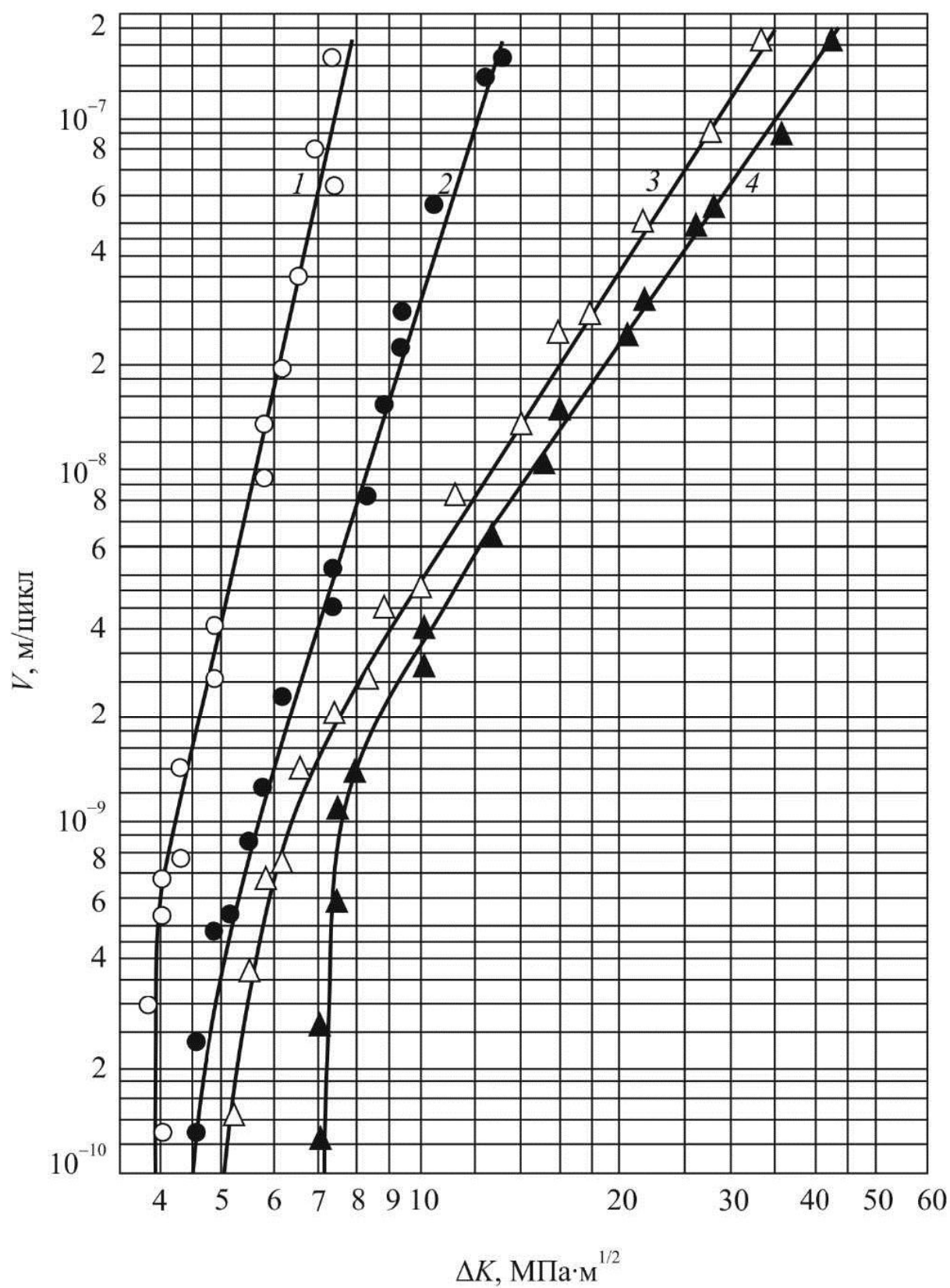


Рис. 3.17. Диаграммы циклической трещиностойкости стали 80 после закалки с 800 °С и отпуска при температурах 200 °С (1), 400 °С (2), 500 °С (3) и 650 °С (4)

Таблица 3.4

Характеристики циклической  
трещиностойкости сталей 09Г2С, 35 и 80

| Марка стали,<br>режим закалки        | Температура<br>отпуска, °С | Параметры циклической трещиностойкости |              |              |              |          |
|--------------------------------------|----------------------------|----------------------------------------|--------------|--------------|--------------|----------|
|                                      |                            | $\Delta K_{th}^{10}$                   | $\Delta K^9$ | $\Delta K^8$ | $\Delta K^*$ | <i>n</i> |
|                                      |                            | МПа·м <sup>1/2</sup>                   |              |              |              |          |
| 09Г2С,<br>закалка 920 °С,<br>вода    | Без отпуска                | 4,4                                    | 7,3          | 14,9         | 31,0         | 3,1      |
|                                      | 200                        | 4,4                                    | 7,4          | 14,8         | 32,5         | 2,9      |
|                                      | 400                        | 4,9                                    | 6,5          | 12,0         | 25,3         | 3,3      |
|                                      | 500                        | 5,2                                    | 6,5          | 11,0         | 24,7         | 3,4      |
|                                      | 650                        | 5,8                                    | 6,7          | 20,6         | 20,6         | 3,7      |
| Сталь 35,<br>закалка 880 °С,<br>вода | Без отпуска                | 4,0                                    | 5,6          | 10,5         | 15,0         | 6,5      |
|                                      | 200                        | 4,1                                    | 5,8          | 10,5         | 19,9         | 4,3      |
|                                      | 400                        | 4,9                                    | 5,8          | 12,3         | 29,8         | 2,6      |
|                                      | 500                        | 5,1                                    | 7,1          | 12,7         | 32,0         | 2,4      |
|                                      | 650                        | 6,4                                    | 8,5          | 11,5         | 23,5         | 3,2      |
| Сталь 80,<br>закалка 820 °С,<br>вода | 200                        | 3,8                                    | 4,5          | 5,5          | 7,6          | 7,4      |
|                                      | 400                        | 5,2                                    | 5,7          | 8,1          | 12,0         | 5,7      |
|                                      | 500                        | 6,0                                    | 6,3          | 12,3         | 28,0         | 2,7      |
|                                      | 650                        | 7,2                                    | 7,3          | 14,4         | 34,0         | 2,4      |

Примечания:  $\Delta K_{th}$  – пороговое значение размаха коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K_{th} = \Delta K$  при  $V = 10^{10}$  м/цикл);  $\Delta K^9$ ,  $\Delta K^8$  и  $\Delta K^*$  – значения  $\Delta K$  при  $V = 10^9$ ,  $V = 10^8$  и  $V = 10^7$  м/цикл;  $n$  – показатель степени в уравнении Париса.

Таблица 3.5

Параметры циклической трещиностойкости  
сталей 09Г2С, 35 и 80

| Сталь | $\Delta K^V$ , МПа·м <sup>1/2</sup> |              |              |                           | $n$ | Температура отпуска, °С |
|-------|-------------------------------------|--------------|--------------|---------------------------|-----|-------------------------|
|       | $\Delta K^{10} \gg \Delta K_{th}$   | $\Delta K^9$ | $\Delta K^8$ | $\Delta K^7 = \Delta K^*$ |     |                         |
| 09Г2С | 4,4                                 | 7,4          | 14,8         | 32,5                      | 2,9 | 200                     |
| 35    | 4,1                                 | 5,8          | 10,5         | 19,9                      | 4,3 |                         |
| 80    | 3,8                                 | 4,5          | 5,5          | 7,6                       | 7,4 |                         |
| 09Г2С | 4,9                                 | 6,5          | 12,0         | 25,3                      | 3,3 | 400                     |
| 35    | 4,9                                 | 5,8          | 12,3         | 29,8                      | 2,6 |                         |
| 80    | 5,2                                 | 5,7          | 8,1          | 12,0                      | 5,7 |                         |

Окончание табл. 3.5

| Сталь | $\Delta K^V$ , МПа·м <sup>1/2</sup> |                 |                 |                              | $n$ | Температура отпуска, °С |
|-------|-------------------------------------|-----------------|-----------------|------------------------------|-----|-------------------------|
|       | $\Delta K^{-10} \gg \Delta K_{th}$  | $\Delta K^{-9}$ | $\Delta K^{-8}$ | $\Delta K^{-7} = \Delta K^*$ |     |                         |
| 09Г2С | 5,8                                 | 6,7             | 20,6            | 20,6                         | 3,7 | 650                     |
| 35    | 6,4                                 | 8,5             | 11,5            | 32,0                         | 3,2 |                         |
| 80    | 7,2                                 | 7,3             | 14,4            | 34,0                         | 2,4 |                         |

Примечания:  $\Delta K_{th}$  – пороговое значение размаха коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K_{th} = \Delta K$  при  $V = 10^{-10}$  м/цикл);  $\Delta K^{-9}$ ,  $\Delta K^{-8}$  и  $\Delta K^*$  – значения  $\Delta K$  при  $V = 10^{-9}$ ,  $V = 10^{-8}$  и  $V = 10^{-7}$  м/цикл;  $n$  – показатель степени в уравнении Париса.

Таблица 3.6

Связь между структурой, циклической трещиностойкостью на парисовском участке и микромеханизмами при развитии усталостной трещины в высокоотпущенных сталях при скорости роста трещины  $V = 10^{-7}$  м/цикл

| Марка стали, режим термообработки        | $C_{отв}$ , % | Доля рельефных составляющих в изломе, % |    |    | $\Delta K^*$ , МПа·м <sup>1/2</sup> | $n$ |
|------------------------------------------|---------------|-----------------------------------------|----|----|-------------------------------------|-----|
|                                          |               | Б                                       | П  | Я  |                                     |     |
| 09Г2С, закалка 920 °С + отпуск 650 °С    | 50            | 55                                      | 40 | 5  | 20,6                                | 3,7 |
| Саль 35, закалка 860 °С + отпуск 650 °С  | 10            | 80                                      | 10 | 10 | 23,5                                | 3,2 |
| Сталь 35, закалка 860 °С + отпуск 500 °С | 0             | 95                                      | 0  | 5  | 32,0                                | 2,4 |
| Сталь 80, закалка 820 °С + отпуск 650 °С | 0             | 90                                      | 0  | 10 | 37,0                                | 2,4 |

Примечания:  $C_{отв}$  – количество сорбита отпуска, определенное при электронно-микроскопических исследованиях (сорбит отпуска определяется как рекристаллизованная  $\alpha$ -фаза); Б – усталостные бороздки; П – плато; Я – ямки;  $\Delta K^*$  – значение  $\Delta K$  при  $V = 10^{-7}$  м/цикл;  $n$  – показатель степени в уравнении Париса.

При анализе дислокационной структуры методом дифракционной электронной фрактографии установлено, что структура дисперсного сорбита отпуска в районе  $\Delta K_{th}$  сохраняется. Наблюдается некоторое утолщение границ ферритных ячеек, т.е. увеличивается плотность дислокаций в граничных областях, в то время как во внутренних объемах она уменьшается (рис. 3.19, а). Иногда наблюдается формирова-



ние дополнительных границ, которые, однако, связаны исключительно с протекающими деформационными процессами (рис. 3.19, б). Около цементитных карбидов наблюдаются дислокационные скопления, которые выражены тем сильнее, чем крупнее карбидные образования (рис. 3.19, в).

Следовательно, можно утверждать, что в структуре дисперсного сорбита отпуска при значениях  $\Delta K$ , близких к  $\Delta K_{th}$ , площадки, которые наблюдаются, фрактографически состоят из шагов, которые пробегает усталостная трещина между двумя последующими бороздками, которые образуются на границах дислокационной ячейки. В этом смысле наблюдается определенная фрактографическая аналогия с площадками, образованными субтранскристаллической бороздчатой структурой в реечном мартенсите, в котором усталостная трещина при своем развитии останавливается перед шнурообразными дислокационными барьерами, образовавшимися во время циклического нагружения.

### **3.4.3. Закономерности при изменении трещиностойкости закаленных и отпущенных углеродистых и низколегированных сталей при циклическом нагружении**

Проведенные исследования дают возможность дать достаточно обобщенную картину влияния содержания углерода и температуры отпуска после закалки на процессы, характеризующие трещиностойкость изучаемых сталей. В данном случае будет удобно обратиться к результатам, приведенным в табл. 3.5, из которых можно сделать следующие выводы:

1. Независимо от содержания углерода при низких температурах отпуска (200 °С) пороговые значения  $\Delta K_{th}$  практически одинаковы. Причиной этого является то, что при этих низких скоростях, с которыми развивается усталостная трещина ( $V < 10^{-10}$  м/цикл) и соответствующих низких значениях размаха коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K \approx 4$  МПа·м<sup>1/2</sup>), ЦПЗ очень мала и разрушение происходит только по усталостному бороздчатому механизму в объемах  $\alpha$ -фазы, свойства которой одни и те же, независимо от содержания углерода в стали и образовавшегося при закалке морфологического типа мартенсита.

В этом смысле можно утверждать, что пороговая характеристика  $\Delta K_{th}$  определяется прочностью и кристаллической решеткой металлической фазы, через которую распространяется трещина при циклическом нагружении.

2. При значении  $\Delta K > \Delta K_{th}$  реечный мартенсит благодаря своему строению обладает более высокой трещиностойкостью по сравнению с пластинчатым мартенситом. По этой причине те виды термообработки, которые могут создать и сохранить реечный мартенсит, обеспечат более высокую трещиностойкость.

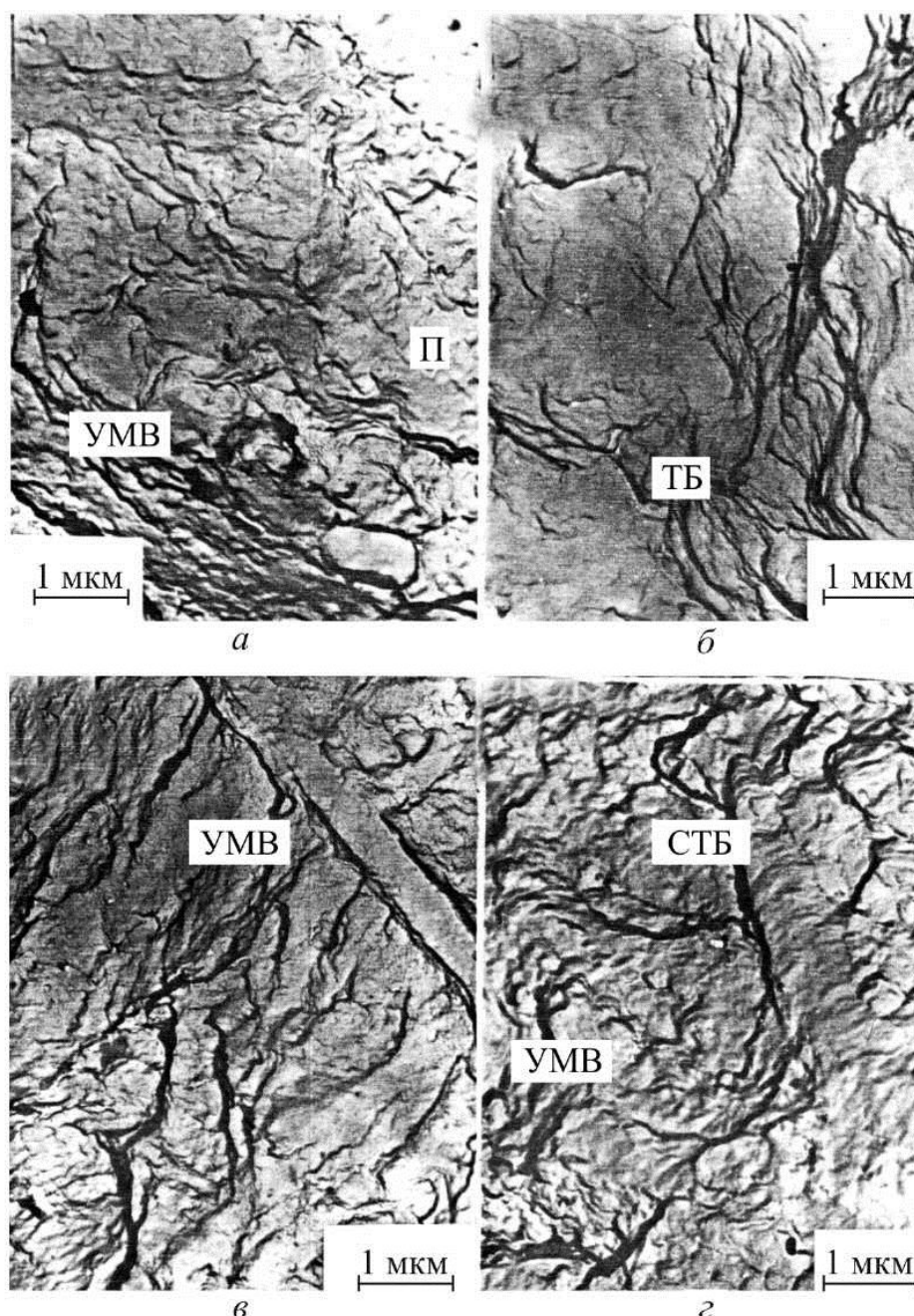


Рис. 3.18. Рельеф поверхности усталостных изломов высокоотпущенных сталей 09Г2С (*а*, *б*), 35 (*в*) и 80 (*г*): *а*, *в*, *г* – околопороговый участок; *б* – парисовский участок. УМВ – усталостные микровпадины, П – плато, ТБ – транскристаллитные бороздки, СТБ – субтранскристаллитные бороздки

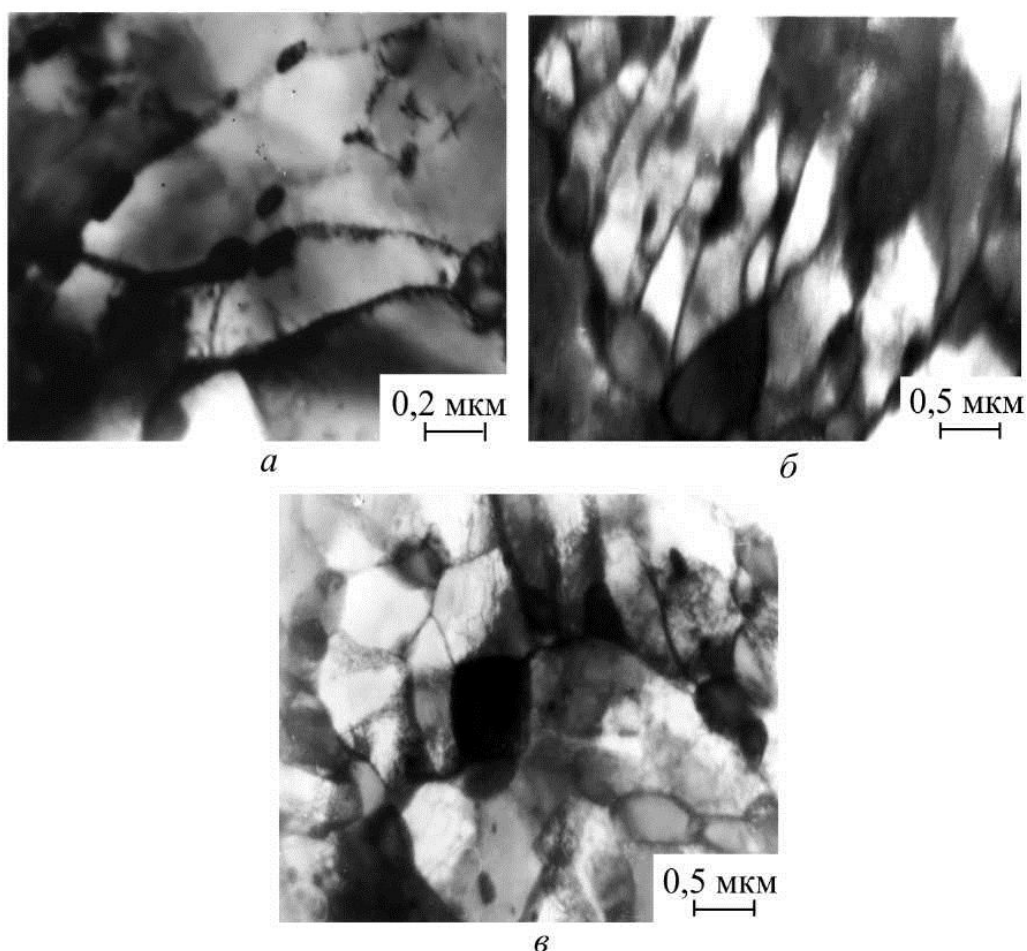


Рис. 3.19. Вторичная дислокационная структура высокоотпущенных сталей:  
*а* – сталь 09Г2С; *б* – сталь 35; *в* – сталь 80

Именно такой случай наблюдается со сталью 09Г2С, структура которой после закалки и отпуска при 200 °С состоит исключительно из реечного мартенсита, из-за чего по сравнению с обработанными таким же образом сталями 35 и 80 она имеет лучшую циклическую трещиностойкость. В этом отношении циклическая трещиностойкость стали 35, структура которой состоит из реечного (12 %) и пластинчатого (88 %) мартенсита, занимает промежуточное положение.

3. При высокотемпературном отпуске низколегированных углеродистых сталей, когда мартенситные структуры распадаются, протекают параллельно два принципиально важных процесса. С одной стороны, развивается рекристаллизация феррита, которая реализуется в полном объеме при наиболее высоких температурах отпуска (650 °С). Чем меньше углерода в стали, тем раньше начинаются и полнее выражены эти рекристаллизационные процессы, и полученная таким образом структура легкодеформируема. Это вызывает ее более быстрое охруп-

чивание, образование большого количества малоэнергоемких и больших по размеру участков, занятых плато (см. табл. 3.6), которые, со своей стороны, благоприятствуют более быстрому развитию трещины – процесс, характерный для низкоуглеродистой стали 09Г2С.

С другой стороны, с повышением температуры отпуска начинает выделяться и укрупняться карбидная фаза, которой тем больше, чем выше содержание углерода в стали. Отдельные карбиды «армируют» рекристаллизованный феррит. Чем больше углерода в стали, тем лучше этот феррит армирован карбидными частицами, тем труднее он деформируется, тем медленнее он охрупчивается, и тем меньше скорость, с которой продвигается усталостная трещина. Этот случай характерен для стали 80.

Очевидно, процессы, протекающие в среднеуглеродистой стали 35, имеют промежуточный характер, по сравнению с процессами в сталях 09Г2С и 80.

Известное обобщение из сказанного до настоящего момента находит выражение в так называемой диаграмме максимальной циклической трещиностойкости [19], которая показывает, при каких температурах отпуска усталостная трещина развивается с минимальной скоростью на парисовском участке диаграммы усталостного разрушения в зависимости от содержания углерода в низколегированных сталях (рис. 3.20).

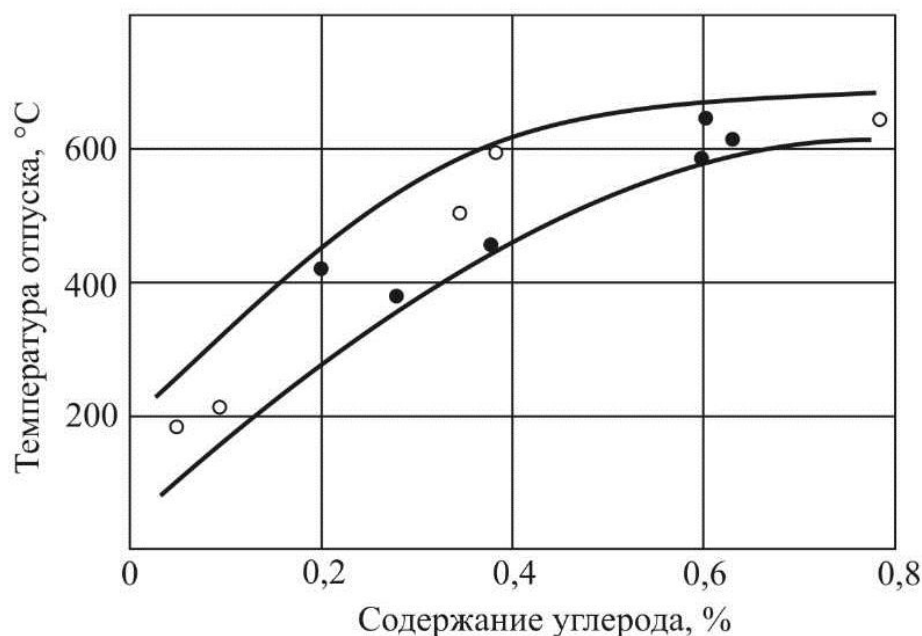


Рис. 3.20. Диаграмма максимальной циклической трещиностойкости на парисовском участке для углеродистых и низколегированных сталей:  
○ – данные авторов; ● – литературные данные

По подобию диаграммы предельной трещиностойкости при статическом нагружении (рис. 3.10) могут быть построены аналогичные диаграммы, отражающие изменение параметров циклической трещиностойкости в зависимости от предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . Полученные нами результаты обобщены в соответствующие графики, представленные на рис. 3.21. Так, на рис. 3.21, *а* показано, как в зависимости от  $\sigma_{0,2}$  изменяются значения  $\Delta K^*$ , при которых усталостная трещина развивается со скоростью  $V = 10^{-7}$  м/цикл, которая характерна для среднего, парисовского участка диаграммы усталостного разрушения. Очевидно, что при значении  $\sigma_{0,2} \approx 900$  МПа, чтобы усталостная трещина развивалась с такой скоростью, необходимы максимальные значения  $\Delta K$ , т.е. усталостная трещина развивается наиболее медленно.

Из рис. 3.21, *б* видно, что с повышением прочности стали после закалки и отпуска пороговые значения  $\Delta K_{th}$  непрерывно снижаются. На рис. 3.21, *б* показаны изменения показателя степени  $n$  в формуле Париса в зависимости от предела текучести. Очевидно, что при значении  $\sigma_{0,2} \approx 900$  МПа, когда циклическая трещиностойкость максимальна (рис. 3.21, *а*), значения показателя степени  $n$  минимальны.

Вопросы, связанные с выбором температур отпуска при разработке режимов термообработки, исключительно важны, так как от правильного выбора этих температур в значительной степени зависят эксплуатационные характеристики термообработанных деталей и элементов конструкций. При решении этой задачи полезной может оказаться диаграмма максимальной трещиностойкости низколегированных углеродистых сталей, построенная на основании проведенных исследований (см. рис. 3.2 и 3.9 и табл. 3.2 и 3.5). На рис. 3.22 представлена аналогичная диаграмма, на которой в зависимости от содержания углерода показаны температуры отпуска, при которых механические характеристики, которые нас интересуют, имеют максимальные значения.

Так, например, область 1 охватывает температуры, при которых динамическая трещиностойкость, а также пороговые значения  $K_{th}$  имеют максимальную величину. Очевидно, что для этой цели, независимо от содержания углерода, после закалки стали должны быть подвергнуты отпуску при предельно высоких температурах (600–650 °С).

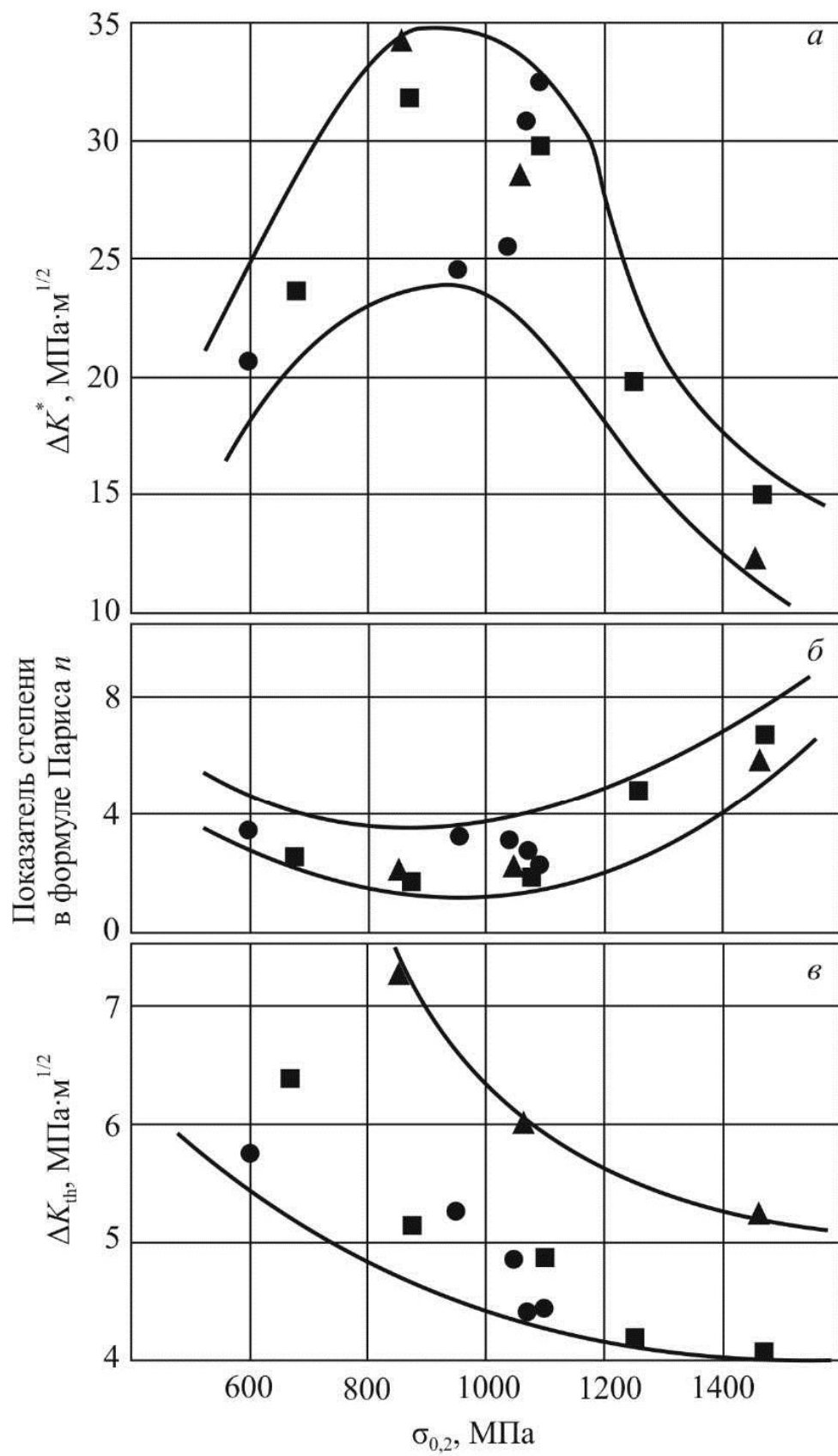


Рис. 3.21. Зависимость характеристик циклической трещиностойкости от предела текучести закаленных и отпущенных углеродистых и низколегированных сталей



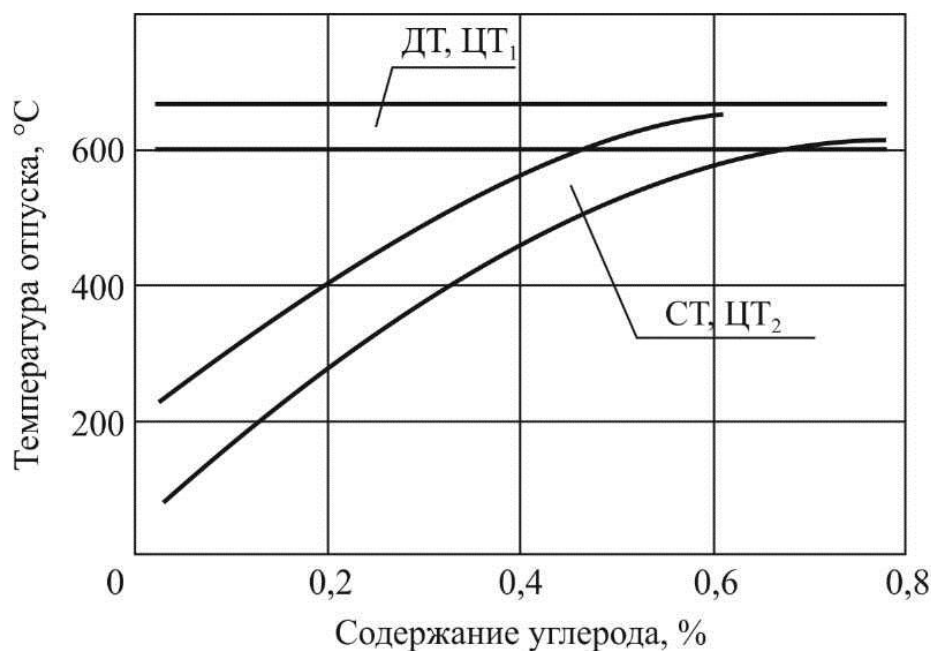


Рис. 3.22. Полная диаграмма максимальной трещиностойкости углеродистых и низколегированных сталей:

ДТ – динамическая трещиностойкость,

ЦТ – циклическая трещиностойкость,

СТ – статическая трещиностойкость

Область 2 охватывает температуры отпуска, при которых те же стали в зависимости от содержания углерода имеют максимальную трещиностойкость при статическом нагружении, а также при развитии трещины в районе второго участка ( $V \approx 10^{-7}$  м/цикл) диаграммы усталостного разрушения.

### Список литературы к главе 3

1. Krauss G., Marder A.R. The morphology of martensite in iron alloys // Met. Trans. – 1971. – Vol. 2, № 9. – P. 2343–2357.
2. Apple C.A., Karon R.Y., Krauss G. Packet Microstructure in Fe – 0.2 pct. C Martensite // Met. Trans. – 1947. – Vol. 5,3. – P. 593–599.
3. Грабский М.В. Структура границ зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.
4. Сарак В.И., Суворова С.О. Взаимодействие углерода с дефектами в мартенсите // ФММ. – 1968. – Т. 25, № 1. – С. 147–156.
5. Гиспецка Л., Мазанец К. Влияние термомеханической обработки на прочностные характеристики конструкционных сталей // ФХММ. – 1968. – № 5. – С. 517–524.

6. О классификации металлических изломов / М.Н. Георгиев, В.Ю. Догадушкин, Н.Я. Межова, Л.П. Строк // Заводская лаборатория. – 1981. – № 8. – С. 81–86.
7. Романив О.Н., Зима Ю.В., Карпенко Г.В. Електронна фрактографія зміцнених сталей. – Київ: Наукова думка, 1974. – 208 с.
8. Корнев Н.И., Косарев Л.Н. Влияние термической обработки на циклическую трещиностойкость низкоуглеродистых литых сталей // МиТОМ. – 1983. – № 8. – С. 8–12.
9. Fine M.E. Fatigue Resistance of Metals // Met. Trans. – 1980. – Vol. 11, 3. – P. 365–379.
10. Трещиностойкость сталей 40Х и 35ХГСА в высокопрочном состоянии / С.И. Микитишин, Н.С. Кошевой, Я.М. Котур [и др.] // ФХММ, 1978. – Т. 14, № 5. – С. 59–63.
11. Выбор термической обработки стали 30ХГСА, обеспечивающей максимальную трещиностойкость и износостойкость / В.Н. Цвигун, А.Б. Алатыкин, Н.А. Челышев [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1984. – № 6. – С. 85–88.
12. Thielen P.N., Fine M.E. Fatigue Crack Propagation in 4140 Steel // Met. Trans. – 1975. – Vol. 6, 11. – P. 2122–2143.
13. Анохин А.А., Георгиев М.Н. Диаграмма предельной трещиностойкости // Заводская лаборатория. – 1986. – № 9. – С. 64–65.
14. Георгиев М.Н. Разработка методов исследования и повышения трещиностойкости малоуглеродистых и низколегированных конструкционных сталей с целью увеличения надежности подвижного состава и строительных конструкций в условиях низких климатических температур: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – М., 1986. – 57 с.
15. О механизме распространения усталостной трещины в металлических материалах / М.Н. Георгиев, В.Ю. Догадушкин, Н.Я. Межова, В.Н. Минаев, Л.П. Строк // ФХММ. – 1982. – Т. 18, № 4. – С. 35–42.
16. Горицкий В.М., Иванова В.С., Орлов Л.Г. Дислокационная структура железа у вершины усталостной трещины // Проблемы прочности. – 1975. – № 11. – С. 13–18.
17. Георгиев М.Н., Межова Н.Я., Строк Л.П. Применение рентгеновской фрактографии для изучения закономерностей разрушения металлов // Заводская лаборатория. – 1981. – № 8. – С. 54–58.



18. Георгиев М.Н., Липчин Н.Н., Симонов Ю.Н. Связь структуры металла с фрактографическими особенностями поверхности усталостных изломов // ФММ. – 1987. – Т. 63, № 3. – С. 622–624.

19. Георгиев М.Н., Симонов Ю.Н. Влияние температуры отпуска конструкционных сталей на циклическую трещиностойкость // МИТОМ. – 1988. – № 6. – С. 24–25.

## 4. ОСНОВЫ ФИЗИКИ РАЗРУШЕНИЯ

### 4.1. Классификация видов разрушения

Специалисты по физике разрушения определяют разрушение металлов и металлических сплавов как многоплановое явление, наноскопическое по своей физической природе и макроскопическое по своему проявлению. В зависимости от физико-механических свойств и структуры металла, наличия макро- и микродефектов, внешних условий силового нагружения разрушение металла может настолько отличаться по характеру, что весьма часто его не удастся определить в рамках одной классификации.

В работе [1] предложено проводить классификацию разрушения по двум признакам: уровню вязкости (величине пластической деформации) и структурному признаку. По уровню вязкости разрушение предложено делить на хрупкое, квазихрупкое и вязкое, а по структурному признаку на внутрикристаллическое (транскристаллитное) и межкристаллитное (интеркристаллитное). Комбинируя указанные виды признаков, можно получить 6 основных типов или видов разрушения металлов и сплавов.

Способность трещин возбуждать процессы пластической деформации в близлежащем окружении весьма сильно зависит от размера трещины. В связи с этим полезно рассматривать другую, так называемую геометрическую классификацию процессов разрушения, в основе которой лежит масштаб рассматриваемых событий. Хольцман [2] предлагает следующие характерные размеры областей, в которых развиваются явления, так или иначе причастные к процессу разрушения (см. рис. 2.1):  $10^{-8}$ – $10^{-5}$  см: атомные конфигурации, дислокации, отдельные кристаллы. Этим масштабом занимается металлофизика (физика разрушения);  $10^{-5}$ – $10^{-2}$  см: отдельные кристаллы, конгломераты зерен и других элементов металлографической структуры. Этим размерным масштабом занимается металловедение;  $10^{-2}$ – $10^2$  см: явлениями такого масштаба занимается механика материалов (механика разрушения). Наконец, масштаб  $10^2$ – $10^4$  см – это реальные конструкции, узлы и детали, это область конструирования.

### 4.2. Различие подходов физики и механики к проблеме разрушения

Чаще всего неожиданное катастрофическое разрушение в правильно спроектированной металлической конструкции реализуется, если в металле по тем или иным причинам (например, в результате устало-

сти или локальной пластической деформации в зоне концентратора напряжений) появилась и выросла до макроскопического размера стабильная трещина, способная в дальнейшем при определенных условиях привести к полному разрушению изделия.

Однако распространены и случаи разрушения металла, не обладающего какими-либо скрытыми дефектами или неоднородностями в распределении напряжений. И если от наличия стабильных макротрещин современный конструктор может застраховаться соответствующим выбором допускаемого рабочего напряжения, исходя из известного уровня вязкости разрушения материала  $K_{IC}$ , то случаи внезапных хрупких разрушений изделий, изготовленных из вполне доброкачественного металла, не содержащего макродефектов, являются более опасными.

Из сказанного следует, что имеет смысл различать разрушения двух видов:

- разрушение, явно стимулированное наличием в металле стабильных макродефектов или неоднородностей напряжений;
- разрушение, обусловленное конкретным характером структуры и процессами пластической деформации в металле с макроскопически однородным распределением напряжений.

Ю.Я. Мешков [3] предлагает различать эти два вида разрушения по уровню номинального напряжения разрушения  $\sigma_p^H$ : если номинальное разрушающее напряжение существенно ниже лабораторной прочности образцов (с учетом вида напряженного состояния), то это 1-й тип разрушения; если же номинальное разрушающее напряжение примерно равно лабораторной прочности, то это разрушение 2-го типа. В общем можно сказать, что разрушения 1-го типа контролируются величиной локального пикового напряжений в окрестностях дефекта, а разрушения 2-го типа – величиной среднего однородного напряжения в изделии.

Исследованием закономерностей разрушений 1-го типа занимается механика разрушения. Разрушением исходно механически бездефектных металлических образцов и деталей в макроскопически однородных полях напряжений занимается физика разрушения. Причиной разрушения в данном случае является лавинное распространение зародышевой субмикротрещины (СМТ).

Здесь необходимо отметить, что сам по себе абсолютный размер трещины еще недостаточен для того, чтобы определить, по каким законам – физики или механики, следует анализировать поведение данной конкретной трещины под нагрузкой.

Действительное различие этих трещин как объектов исследования двух наук заключается не в абсолютных размерах, а в их величинах по отношению к размерным характеристикам структуры материала, и главным образом – к величине металлографического зерна поликристалла.

Механика разрушения имеет дело с трещинами, длина и радиус острия которых много больше размера зерна, т.е.

$$c \gg d \text{ и } \rho \gg d.$$

Физика разрушения описывает поведение трещин, длина и радиус острия которых приближаются к параметру кристаллической решетки материала:

$$c \ll d \text{ и } \rho \approx a.$$

Таким образом, между предметами механики и физики разрушения имеется объективно существующая граница, а именно реальная структура материала, и в первую очередь – его зерно.

#### **4.3. Физические основы разрушения металлов от зародышевых субмикротрещин**

Разрушение второго типа, вызванное быстрым распространением субмикротрещины, только что зародившейся в результате пластического течения металла, – это весьма распространенное явление, которое можно встретить как при обычных лабораторных испытаниях, так и при эксплуатации больших деталей и конструкций.

В этом случае нет необходимости наличия в материале готового макродефекта, поскольку СМТ неизбежно возникают в ходе самого пластического течения, в результате самых различных дислокационных реакций.

Интуитивно кажется невероятным, чтобы огромное изделие массой в тысячи тонн могло рухнуть в результате появления столь ничтожного дефекта, субмикротрещины, длиной около 100 нм и толщиной в несколько параметров решетки. Тем не менее с принципиальной точки зрения это вполне вероятно, если для такой трещины одновременно выполнимыми окажутся и силовой критерий Инглиса, и энергетический критерий Гриффитса.

Таким образом, источником разрушения в физическом плане является само пластическое течение металла под критической нагрузкой.

Рассмотрим более подробно понятия субмикротрещин, микротекучести и макротекучести металлов.

#### **4.3.1. Субмикротрещины в поликристаллах**

Считается, что трещина как специфический дефект твердого тела бывает трех видов: макротрещина, микротрещина и субмикротрещина.

Граница между трещинами 1-го и 2-го вида весьма условна и определяется возможностями их экспериментального обнаружения: макротрещины обнаруживаются при визуальном наблюдении, а микротрещины – в результате исследования с помощью светового микроскопа при увеличениях от 100 до 1000 крат. Общая черта трещин 1-го и 2-го типа – это их весьма высокая механическая стабильность, поскольку залечивание макро- и микротрещин требует высокотемпературных отжигов, совместно с деформацией, но даже после этого при приложении внешней нагрузки эти трещины могут «оживать», переходить к росту и приводить к разрушению. Именно для таких стабильных трещин в хрупких материалах Гриффитсом была разработана энергетическая теория, впервые объяснившая причины легкого разрушения твердых тел с трещиноподобными дефектами.

Субмикротрещины отличаются от трещин 1-го и 2-го типов не только чрезвычайно малыми размерами, но и присущим только им состоянием крайней механической нестабильности. СМТ – это наноразмерный дефект, представляющий собой многократную дислокацию, находящуюся в упругом равновесии с полем напряжений, создаваемым скоплением дислокаций и упругим полем сжимающих напряжений, возникающих как реакция материала на возникновение самой СМТ (рис. 4.1).

Напряжения, создаваемые скоплением дислокаций, – это далекодействующие напряжения 2-го рода, которые легко релаксируют при низкотемпературном отжиге (300–500 °С), в результате СМТ исчезает (схлопывается) под действием реакции окружающего материала. Присутствие СМТ надежно фиксируется в виде избыточного объема при гидростатическом взвешивании образцов сильнодеформированного железа. Принципиальная особенность СМТ заключается в том, что она всегда появляется в вершине заблокированной полосы скольжения, т.е. первопричина появления СМТ – это течение металла, вызванное касательными напряжениями.

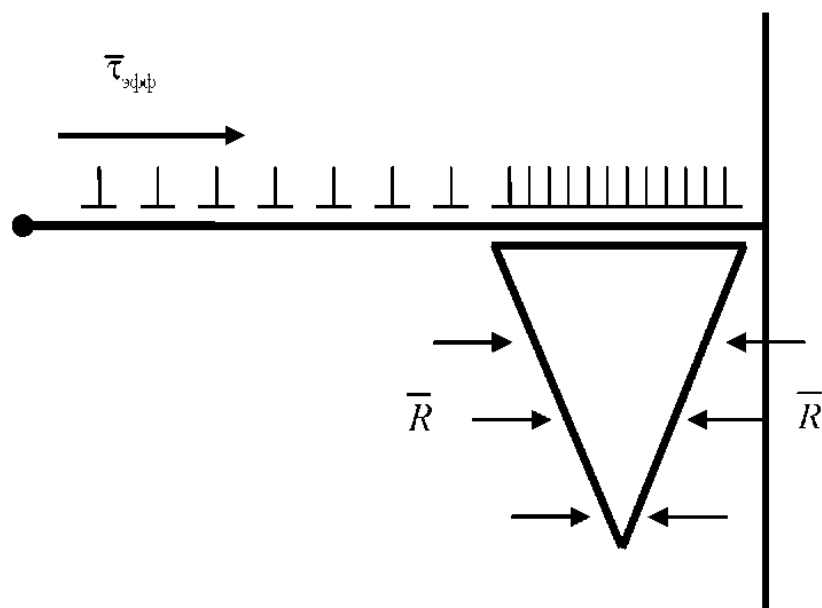


Рис. 4.1. Образование субмикротрещины и поля напряжений вблизи нее

Таким образом, имеется четкое распределение ролей двух видов напряжений, а именно касательные напряжения обеспечивают зарождение СМТ, а нормальные напряжения ответственны за ее распространение.

#### 4.3.2. Микротекучесть и макротекучесть в поликристаллах

Дислокационная теория позволила не только объяснить природу текучести металлов, но и понять глубокую связь пластического течения с разрушением. При внимательном рассмотрении оказывается, что роль макротекучести и микротекучести в процессах разрушения оказывается неодинаковой. Это различие особенно сильно проявляется под действием локальных концентраторов напряжений в сложнапряженных состояниях.

На стадии микротекучести возбуждаются лишь отдельные, наиболее благоприятно ориентированные плоскости скольжения типа (111) (211) или (321)  $\alpha$ -железа, причем процесс скольжения дислокаций ограничивается пределами одного кристалла (зерна) и не передается в соседние зерна, в которых указанные плоскости находятся под действием меньших касательных напряжений.

Количество дислокаций в плоском скоплении  $N$ , находящихся в равновесии под действием эффективного напряжения сдвига,  $\tau_{эфф} = \tau_{действ} - \tau_0$ , может быть задано известной формулой Дж. Эшелби, Ф. Франка и Ф. Набарро [4]:

$$N = \frac{\pi(1-\nu)d}{Gb} \tau_{эфф}, \quad (4.1)$$

где  $d$  – длина линии скольжения, равная размеру зерна.

Обычно стадию микротекучести связывают с определенным физическим событием, например с образованием в вершине линии скольжения первой дислокации с удвоенным вектором Бюргерса:  $2b$ . Такая дислокация является СМТ минимального размера, для образования которой достаточно, чтобы в голове дислокационного скопления создавалась концентрация напряжений  $N\tau_{эфф}$  порядка теоретической прочности на сдвиг  $\frac{1}{25}G$ :

$$N\tau_{эфф} = \frac{1}{25}G. \quad (4.2)$$

Подставив (4.1) в (4.2), и решив данное уравнение относительно  $\tau$ , получим величину эффективного сдвигового напряжения микротекучести  $\tau_{эм}$ , т.е. напряжения, достаточного для образования первой СМТ минимального размера:

$$\tau_{эм} = G \sqrt{\frac{b}{25\pi(1-\nu)}} \frac{1}{\sqrt{d}}. \quad (4.3)$$

Перейдя к нормальным напряжениям,  $\sigma = 2\tau$ , получим выражение для напряжения, которое можно связать с условным пределом микротекучести в металлическом поликристалле:

$$\sigma_{MT} = \sigma_0 + 2G \sqrt{\frac{b}{25\pi(1-\nu)}} \frac{1}{\sqrt{d}}.$$

Если принять, что  $2G \sqrt{\frac{b}{25\pi(1-\nu)}} = K_{MT}$ , то окончательно получим выражение для напряжения микротекучести типа зависимости Холла – Петча:

$$\sigma_{MT} = \sigma_0 + K_{MT} d^{-1/2}.$$

Для оценки напряжения макротекучести  $\tau_{эТ}$  рассмотрим поведение двух зерен в поликристалле – рис. 4.2 (эти зерна не обязательно соседи).

Пусть зерно 1 имеет благоприятно ориентированную систему скольжения, т.е. максимальное касательное напряжение  $\tau_{\max}$  действует в плоскости наилегчайшего скольжения, например  $(111)$ , в направлении наилегчайшего сдвига  $[111]$ .

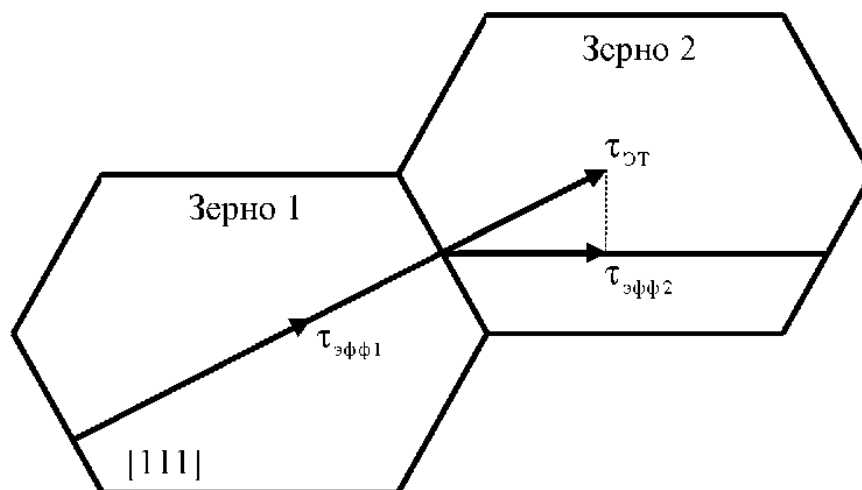


Рис. 4.2. Формирование перенапряжения на границе неблагоприятно ориентированного зерна:

$$\tau_{эфф1} = \tau_{эфф2} = \tau_{ЭМ}, \quad \tau_{ЭТ} = \tau_t$$

Зерно 2, напротив, имеет такую ориентировку, что его система наилегчайшего скольжения образует наибольший возможный угол с направлением  $\tau_{\max}$ , и поэтому дислокации в ней будут активизированы в самую последнюю очередь. В качестве физической модели макротекучести можно принять ситуацию, при которой в самом неблагоприятно ориентированном зерне будет реализована микротекучесть. В этом случае на границах благоприятно ориентированных зерен, в которых микротекучесть была достигнута ранее – при меньших напряжениях, будет реализовано некоторое избыточное напряжение. Другими словами, макротекучесть в поликристалле – это микротекучесть в наиболее неблагоприятно ориентированных зернах и перенапряжение на границах благоприятно ориентированных зерен.

Условие микротекучести в неблагоприятно ориентированном зерне будет выполнено, если составляющая эффективного сдвигового напряжения в направлении наилегчайшего скольжения в зерне 2  $\tau_{эфф2}$ , окажется равной эффективному напряжению микротекучести  $\tau_{ЭМ}$ .

В этом случае эффективное напряжение макротекучести  $\tau_{ЭТ}$  определится как гипотенуза прямоугольного треугольника:



$$\tau_{\text{от}} = \frac{1}{\cos \alpha} \tau_{\text{ом}}.$$

С учетом (4.3) эффективное напряжение макротекучести определится как

$$\tau_{\text{от}} = \frac{1}{\cos \alpha} G \sqrt{\frac{b}{25\pi(1-\nu)}} \frac{1}{\sqrt{d}}.$$

При  $\alpha = \frac{\pi}{4}$ ,  $\cos \alpha = \frac{\sqrt{2}}{2}$ , выражение  $\frac{1}{\cos \alpha} G \sqrt{\frac{b}{25\pi(1-\nu)}}$  можно приравнять к  $K_T$ . Тогда, переходя к нормальным напряжениям, получим

$$\sigma_{\text{от}} = 2K_T d^{-1/2} = K_y d^{-1/2},$$

тогда окончательно предел текучести металлического поликристалла запишется как

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}.$$

Таким образом, мы получили выражение Холла – Петча для поликристаллов, а  $K_y$  в этом случае можно интерпретировать как коэффициент интенсивности напряжений на границе максимально разориентированных зерен в момент независимого возбуждения текучести в зерне с наиболее неблагоприятно ориентированной системой скольжения.

#### 4.4. Зарождение и размеры субмикротрещин

Физическая теория разрушения должна прежде всего предложить конкретный способ вычисления размеров СМТ на базе конкретной модели их зарождения.

Так, А. Стро, рассмотрев зарождение СМТ как «сваливание» дислокаций из заблокированного скопления в полость трещины, установил, что равновесной формой СМТ может быть клин, длина которого  $C_{\text{СМТ}} = C_3$ , связана с количеством дислокаций, вошедших в полость трещины [5]:

$$C_3 = \frac{n^2 b^2 G}{8\pi(1-\nu)\gamma} \approx n^2 b, \quad (4.4)$$

где  $\gamma$  – удельная поверхностная энергия кристалла.

А. Стро принял величину  $n$  равной полному числу дислокаций в плоском скоплении  $N$ , которая вычисляется по формуле (4.1). Приняв, что  $n = N$ , Стро постулировал, что все дислокации из плоского скопления вошли в полость СМТ.

В действительности дело обстоит иначе: по мере стока дислокаций в клин СМТ увеличивается упругая реакция материала  $R$ , и в некоторый момент при заданном эффективном напряжении сдвига  $\tau_{\text{эфф}}$  устанавливается силовое равновесие, т.е. рост СМТ прекращается, и в полость СМТ войдет лишь часть дислокаций из плоского скопления, другими словами,  $n < N$ . Отсюда и размер СМТ будет значительно меньше, чем следует из модели Стро.

В связи с этим необходимо определить долю дислокаций, вошедших в полость СМТ при данном  $\tau_{\text{эфф}}$ , т.е.  $\alpha = \frac{n}{N}$ .

Ю.Я. Мешков [6] в соответствии с разработанной им моделью энергетического баланса точно подсчитал  $\alpha$  при различных уровнях  $\tau_{\text{эфф}}$ . Так, при  $\tau_{\text{эфф}} = 50 \text{ кГ/мм}^2$   $N = 50$ , а  $n = 12$ , т.е. в таких условиях только 12 из 50 дислокаций войдут в полость СМТ, а остальные 38 останутся в плоском скоплении, создавая силовое воздействие на СМТ, которая будет сопротивляться этому воздействию полем своих упругих напряжений  $R$  (см. рис. 4.1, 4.3).

Если эффективное напряжение сдвига увеличится, источник дислокаций испустит новую порцию дислокаций, часть которых войдет в клин СМТ, увеличив тем самым ее длину. Если же по каким-либо причинам эффективное напряжение сдвига уменьшится, упругая реакция частично «схлопнет» СМТ, и ее длина уменьшится.

Итак, если  $N = 50$ , а  $n = 12$ , то  $\alpha \approx 0,25$ . Тогда, используя упрощенную формулу Стро для расчета длины СМТ (см. (4.4)), а также соотношение  $n = \alpha N$ , можно показать, что

$$C_s = n^2 b = \alpha^2 N^2 b.$$

Если теперь в это выражение подставить  $N$  в соответствии с формулой Эшелби (4.1), то выражение для оценки длины СМТ примет следующий вид:

$$C_s = \frac{\alpha^2 \pi^2 (1-\nu)^2 d^2 (\tau_{\text{эфф}})^2}{G^2 b}. \quad (4.5)$$

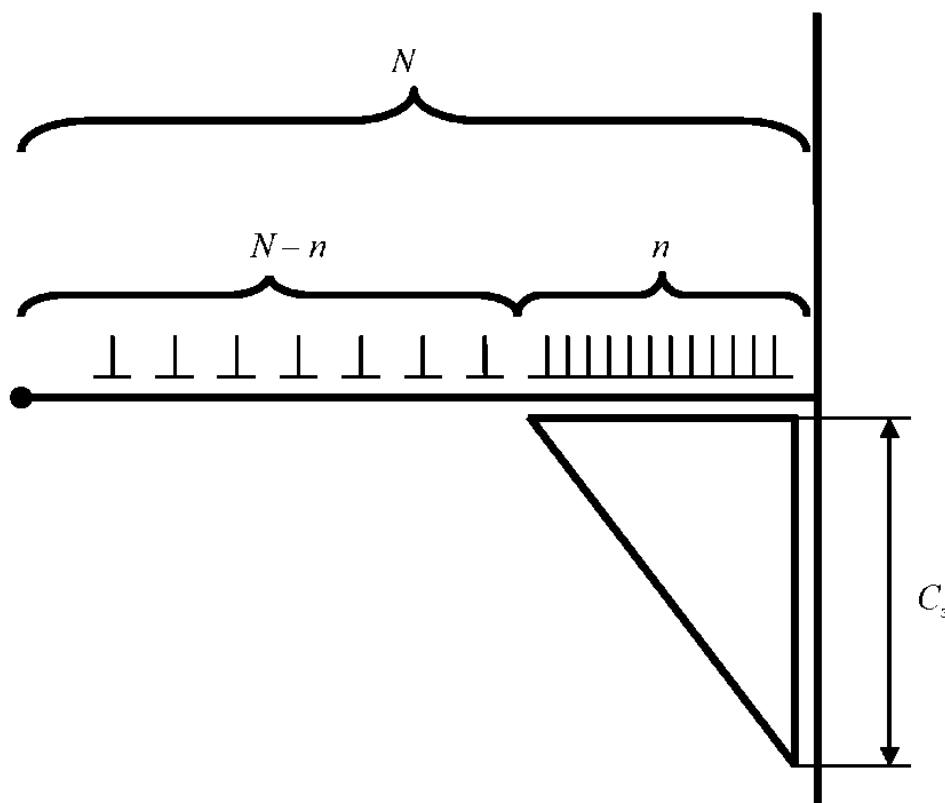


Рис. 4.3. Распределение дислокаций между плоским скоплением и клином субмикротрещины

Таким образом, становится ясно, что длина зародышевой СМТ сильно зависит от размера зерна и эффективного напряжения сдвига.

С момента начала макротекучности, когда выполняется закон Холла – Петча, между размером СМТ и размером зерна устанавливается определенное соотношение:

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_T d^{-1/2},$$

тогда

$$\sigma_T - \sigma_0 = K_T d^{-1/2},$$

а так как  $\tau = \frac{1}{2}\sigma$ , то эффективное напряжение сдвига в момент наступ-

ления макротекучности определится как  $\tau_T = \frac{1}{2}\sigma_T$ , т.е.

$$\tau_{эТ} = \frac{1}{2} K_T d^{-1/2}.$$

Подставив это выражение в формулу для определения длины СМТ (4.5), получим выражение для количественной оценки длины СМТ в момент наступления общей текучести (макротекучести):

$$C_3 = \frac{\alpha^2 \pi^2 (1-\nu)^2 K_r^2}{4G^2 b} d. \quad (4.6)$$

Поскольку в этом выражении все параметры, кроме размера зерна  $d$ , являются константами с известными численными значениями ( $\alpha = 0,25$ ,  $K_r = 1,6 \text{ кГ/мм}^{-3/2}$ ,  $G = 8 \cdot 10^3 \text{ кГ/мм}^2$ ,  $b = 2,5 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$ ), его можно существенно упростить:

$$C_3 = \frac{1}{70} d. \quad (4.7)$$

Поскольку даже при напряжениях, значительно превышающих предел текучести, эффективное напряжение сдвига возрастает не очень сильно, то размеры СМТ не слишком сильно увеличатся относительно полученной величины.

Таким образом, соотношение (4.7) характеризует типичную величину СМТ в металлическом материале не только в момент наступления общей текучести, но и после значительной пластической деформации.

#### **4.5. Сопротивление микросколу как структурный критерий хрупкого разрушения на пределе текучести**

Микроскол представляет собой процесс идеально хрупкого разрушения, происходящего в очень малом объеме металлического материала. Для того чтобы зародышевая СМТ начала свой лавинный рост, необходимо, чтобы ее размер был равен критической длине трещины, определяемой из теории Гриффитса:

$$\ell_c = \frac{4E\gamma}{\pi\sigma_c^2}, \quad (4.8)$$

т.е.  $\ell_c = C_3$ .

Приравняв выражения (4.6) и (4.8), получим

$$\frac{\alpha^2 \pi^2 (1-\nu)^2 d^2 (\tau_{эфф})^2}{G^2 b} = \frac{4E\gamma}{\pi(\sigma_c)^2}.$$

Решив это уравнение относительно нормального напряжения, создаваемого внешней нагрузкой, получим

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{4E\gamma}{\pi}} \frac{G\sqrt{b}}{\alpha\pi(1-\nu)d\tau_{эфф}}.$$

Поскольку, как было показано, на пределе текучести  $\tau_{эт} = \frac{1}{2} K_T d^{-1/2}$ , подставив это выражение в формулу (4.6), получим выражение для напряжения микроскола от зародышевой СМТ, возникшей на пределе текучести материала и сразу же перешедшей к лавинному распространению:

$$\sigma_c = 2\sqrt{\frac{4E\gamma}{\pi}} \frac{G\sqrt{b}}{\alpha\pi(1-\nu)K_T} d^{-1/2}.$$

Ю.Я. Мешков и Г.А. Пахаренко считают [3, 6], что напряжение микроскола на пределе текучести – это особо важная механическая характеристика материала, характеризующая уровень сопротивления материала хрупкому разрушению, от которой зависят основные силовые показатели работы материала в изделии, т.е. его конструкционная прочность.

В связи с этим вполне уместно выделить эту характеристику как особую, назвав ее сопротивлением микросколу:

$$R_{мс} = \sigma_c = K_p d^{-1/2},$$

где  $K_p = 4\sqrt{\frac{E\gamma}{\pi}} \frac{G\sqrt{b}}{\alpha\pi(1-\nu)K_T}.$

Поскольку численные значения всех параметров, входящих в выражение для  $K_p$ , известны, можно просто вычислить значение  $K_p$ .

Например, для сплавов на основе железа:

$$\gamma = 1,8 \cdot 10^{-4} \text{ кГ/мм}; \quad E = 2 \cdot 10^4 \text{ кГ/мм}^2, \quad G = 8 \cdot 10^3 \text{ кГ/мм}^2,$$

$$\nu = 0,25, \quad \alpha = 0,25, \quad b = 2,5 \cdot 10^{-7} \text{ мм}, \quad K_T = 1,6 \text{ кГ/мм}^{-3/2},$$

и тогда  $K_p = 18 \text{ кГ/мм}^{-3/2}$ , а  $R_{мс} = 18d^{-1/2}.$

Таким образом, из модели микроскола удалось получить аналитическое выражение для одной из важнейших механических характеристик металлических материалов, и более того – связать ее с важнейшей характеристикой металлографической структуры – размером зерна.

Из представления о  $R_{MC}$  как о напряжении хрупкого разрушения на пределе текучести становится ясной и процедура его экспериментального определения: испытания образцов на растяжение выполняются в интервале температур, при этом определяются предел текучести, истинное сопротивление отрыву и относительное сужение. Температуру испытаний снижают до тех пор, пока не будут выполнены следующие условия:  $\sigma_{0,2} = S_k, \psi = 0$  (рис. 4.4).

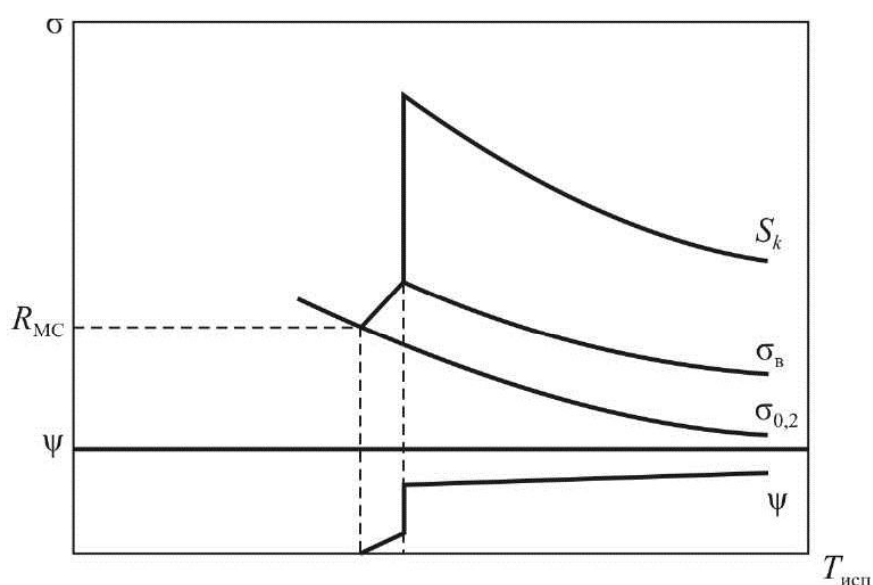


Рис. 4.4. Определение сопротивления микросколу

Являясь особой характеристикой,  $R_{MC}$  по смыслу близко к характеристике, известной в литературе как сопротивление отрыву  $R_\sigma$ , предложенной Г.В. Ужиком [7] еще в 40–50 гг. прошлого века, когда дислокационная теория еще не получила широкого распространения.

Ю.Я. Мешков и Г.А. Пахаренко отмечают, что, в отличие от основного критерия механики разрушения – вязкости разрушения  $K_{IC}$ , который зависит как от условий нагружения, так и от геометрических размеров образцов, сопротивление микросколу не зависит ни от условий нагружения, ни от масштабного фактора.

Эксперименты, осуществленные на большой группе сталей в различных структурных состояниях, позволили установить связь между

сопротивлением микросколу  $R_{MC}$ , пределом прочности  $\sigma_b$  и относительным сужением  $\psi$ :

$$R_{MC} = \sigma_b \frac{1}{1 - \psi^2}.$$

Точность определения  $R_{MC}$  данным методом  $\pm 10\%$ .

Кроме того, возможно определение  $R_{MC}$  по значению истинного сопротивления отрыву  $S_k$ . Физической основой для данного метода является наличие тесной связи между хрупким и вязким разрушением, поскольку оба вида разрушения начинаются с зарождения СМТ и ее гриффитсовского роста в момент достижения критической нагрузки, зависящей от степени развития предшествующей пластической деформации. Экспериментально показано, что

$$R_{MC} = S_k \frac{1}{K^\psi},$$

где  $K^\psi$  – так называемая функция относительного сужения в шейке,  $K^\psi = -2,75\psi^2 + 2,2\psi + 1$ .

Точность данного метода  $\pm 5\%$ .

## **4.6. Структура сталей и сопротивление микросколу**

### **4.6.1. Влияние размера ферритного зерна на сопротивление микросколу технического железа**

Зерно феррита низкоуглеродистой стали, содержащей углерода не более 0,10 %, является единственным структурным фактором, контролирующим размер критической СМТ в момент микроскола. В связи с этим анализ влияния структуры на характеристику  $R_{MC}$  удобно начинать именно с такого материала, в котором картина не будет осложняться за счет влияния других факторов.

В настоящее время в литературе имеется достаточно обширная информация по проблеме хрупкого разрушения сталей и сплавов. Так, еще в 50-е гг. XX в. Я.И. Потак и В.В. Сачков [8] на широком спектре материалов исследовали зависимость сопротивления отрыву, определяемому как напряжение при отсутствии признаков пластичности,  $\psi \approx 0$ , от размера зерна. Эта работа была проведена до развития основ-

ных представлений дислокационной теории прочности, экспериментальные данные представлены в координатах  $S_k - f(d)$ . Представление этих результатов в координатах  $S_k - f(d^{-1/2})$  позволяет получить вполне удовлетворительное распределение экспериментальных результатов вблизи теоретически рассчитанной прямой  $R_{MC} = 18d^{-1/2}$ .

Дж. Нотт в своем обзоре [9] обобщил результаты различных литературных источников и отметил, что напряжение хрупкого разрушения явно зависит от параметра  $d^{-1/2}$ . Дж. Нотт не приводит какого-либо физического объяснения наблюдаемой закономерности, а лишь констатирует факт и сожалеет о том, что нет физической теории, которая бы дала этому факту объяснение. Важно отметить, что на схеме, обобщающей данные различных авторов по влиянию параметра  $d^{-1/2}$  на напряжение хрупкого разрушения, общий наклон составляет примерно  $20 \text{ кГ/мм}^{3/2}$ , что весьма близко к полученному теоретическому значению, равному  $18 \text{ кГ/мм}^{-3/2}$ .

Таким образом, можно с уверенностью утверждать, что зависимость сопротивления микросколу хорошо описывается полученной прямой

$$R_{MC} = K_p d^{-1/2} = 18d^{-1/2}.$$

#### **4.6.2. Влияние пластин третичного цементита на сопротивление микросколу низкоуглеродистых сталей**

Наряду с дислокационными механизмами существуют и другие возможности возникновения СМТ как специфических микрообластей с разорванными связями между соседними атомными плоскостями.

Такие микроразрывы могут создаваться в результате разрушения твердых частиц при пластическом течении матрицы под нагрузкой. Например, хрупкие и тонкие пластинки третичного цементита, расположенные по границам ферритных зерен низкоуглеродистой стали, при активизации текучести ломаются и смещаются в полосах скольжения друг относительно друга, оставляя в месте разрушения плоскость феррита с нарушенными межатомными связями (рис. 4.5). Традиционно рассматривают удвоенную толщину цементитных пластин как трещину Гриффитса, способную при определенном критическом напряжении инициировать скол в окружающей ферритной матрице.



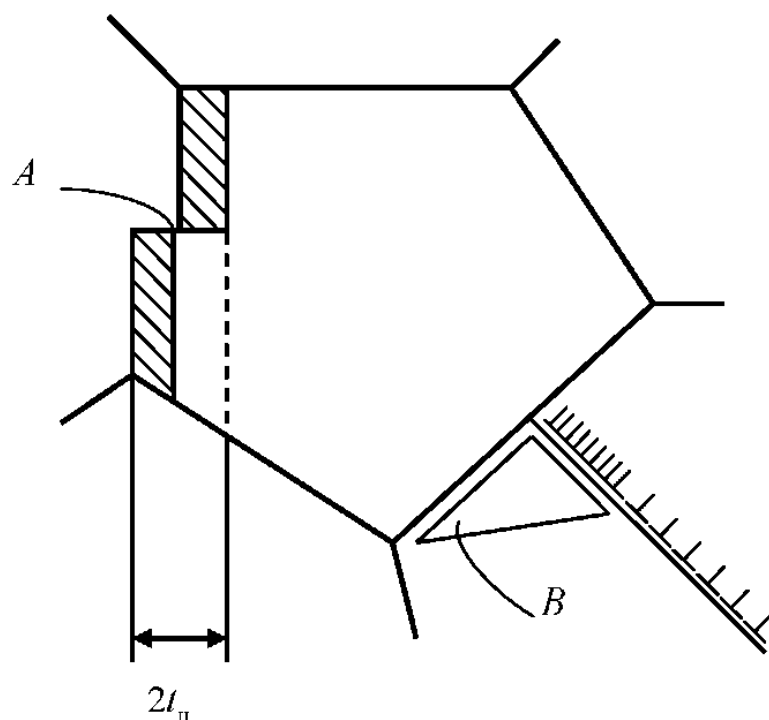


Рис. 4.5. Образование СМТ в результате скола пластинки третичного цементита: А – область формирования цементитной СМТ, В – область формирования дислокационной СМТ

Иницирующая роль пограничных хрупких включений в разрушении низкоуглеродистых сталей с ферритной структурой не вызывает сомнений, однако не следует забывать, что в этой же структуре вблизи границ зерен возникают и дислокационные СМТ (область В на рис. 4.5), размер которых на пределе текучести составляет  $1/70d$ .

В таких условиях решающую роль будет играть та трещина, размер которой больше, поэтому критическим условием перехода от дислокационного механизма зарождения СМТ к цементитному будет равенство длин этих трещин:

$$2t_{\text{ц}} = \frac{1}{70}d_{\text{ф}}, \text{ или } d_{\text{ф}} = 140t_{\text{ц}}.$$

Для случая грубых цементитных пластин  $d_{\text{ф}} \leq 140t_{\text{ц}}$ , или  $t_{\text{ц}} \geq \frac{1}{140}d$ , разрушение будет контролироваться СМТ, зародившейся по цементитному механизму, а для случая грубозернистого феррита  $d_{\text{ф}} \geq 140t_{\text{ц}}$  разрушение будет контролироваться дислокационной СМТ.

Если реализуется разрушение от дислокационной СМТ, то  $R_{MC} = 18(d_{\phi})^{-1/2}$ . Если же реализуется разрушение от цементитной СМТ, такой зависимости не будет и необходимо искать зависимость  $R_{MC} = f(t_{ц})^{-1/2}$ .

#### 4.6.3. Сопротивление микросколу сталей эвтектоидного состава

В структуре перлита пластины феррита и цементита залегают параллельными рядами, образуя перлитную колонию, в которой все ферритные промежутки имеют одну общую кристаллографическую ориентировку.

Вследствие определенной кристаллографической ориентировки срез цементитных пластин (или стержней) в перлите происходит не по наименьшему размеру  $t_{ц}$ , а по сильно наклоненной плоскости скольжения в ферритной матрице, увеличивающей длину среза почти в 5 раз (рис. 4.6):

$$t_{ср} = 4,75t_{ц}.$$

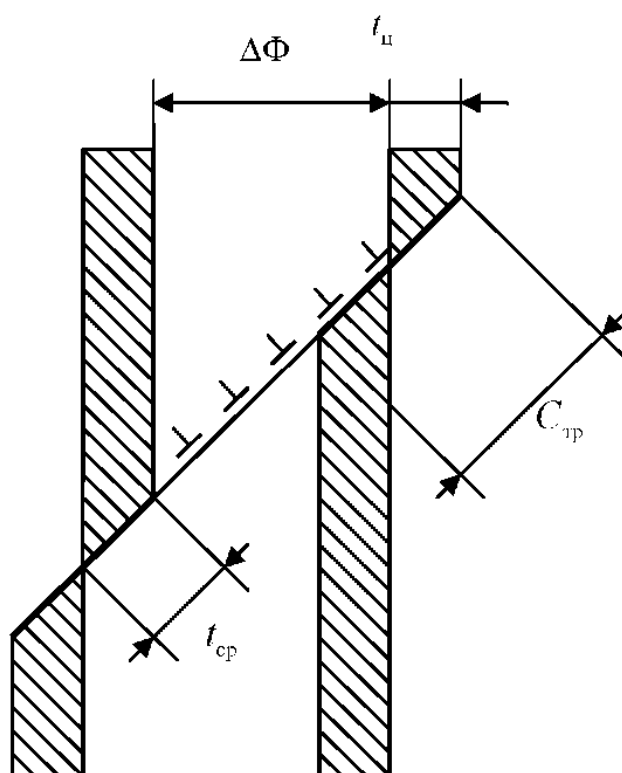


Рис. 4.6. Образование СМТ в результате скола пластинки эвтектоидного цементита.  $\Delta\Phi$  – толщина ферритной пластины

Удвоенную величину косого среза цементитной пластины в перлите можно рассматривать как максимальный размер СМТ, инициированного пластическим сдвигом в перлите:

$$C_{\text{СМТ}} = 9,5t_{\text{ц}} \approx 10t_{\text{ц}}.$$

Из этого выражения, используя концепцию Гриффитса, можно легко получить расчетную формулу для напряжения микроскола, источником которого является срез цементитной пластины в перлите:

$$\sigma_{\text{МС}}^{\text{п}} = n \sqrt{\frac{4E\gamma}{\pi C_{\text{СМТ}}}} = n \sqrt{\frac{4E\lambda}{\pi 10t_{\text{ц}}}} = K_{\text{ц}} t_{\text{ц}}^{-1/2},$$

где  $K_{\text{ц}} = n \sqrt{\frac{4E\gamma}{10\pi}}$ ,  $n$  – фактор ориентировки, равный 1,15.

Тогда  $K_{\text{ц}} = 0,78 \text{ кГ/мм}^{3/2}$ , и окончательно

$$R_{\text{МС}} = 0,78 \cdot t_{\text{ц}}^{-1/2}.$$

Наряду с растрескиванием цементита в плоскостях скольжения существует и возможность зарождения СМТ по дислокационному механизму на границах перлитных колоний.

Поскольку существует возможность конкуренции двух механизмов зарождения СМТ, силовая характеристика разрушения  $\sigma_{\text{р}} = R_{\text{МС}}$  будет определяться тем, какой из двух конкурирующих факторов – размер перлитной колонии  $d_{\text{п}}$  или толщина цементитной пластины  $t_{\text{ц}}$  – является источником появления СМТ большего размера.

При двух возможных уровнях напряжения разрушение произойдет при напряжении, соответствующем СМТ большего размера, т.е. при меньшем  $\sigma_{\text{СМТ}}$ . При этом меньшее из двух напряжений должно быть равно напряжению течения  $\sigma_{\text{т}}$ , так как без макротекучести не может возникнуть ни дислокационная, ни цементитная СМТ.

Таким образом, условием перехода от одного механизма зарождения СМТ к другому будет равенство двух напряжений:  $\sigma_{\text{р}}(d_{\text{п}}) = \sigma_{\text{р}}(t_{\text{ц}})$ , или  $18d_{\text{п}}^{-1/2} = 0,78t_{\text{ц}}^{-1/2}$ , отсюда  $d_{\text{п}} \approx 550t_{\text{ц}}$ .

Это означает, что если колонии перлита будут чрезмерно крупными, т.е.  $d_{\text{п}} > 550t_{\text{ц}}$ , то в этом случае  $\sigma_{\text{р}}$  будет соответствовать  $\sigma_{\text{т}}$  феррита с таким же размером зерна и  $R_{\text{МС}} = 18d_{\text{п}}^{-1/2}$ . Если же цементит бу-

дет слишком грубым, т.е.  $t_{\text{ц}} > \frac{1}{550} d_{\text{п}}$ , разрушающее напряжение окажется ниже, чем  $R_{\text{МС}} = 18 d_{\text{п}}^{-1/2}$ , и его уровень необходимо будет оценивать как  $R_{\text{МС}} = 0,78 (t_{\text{ц}}^{-1/2})$ .

#### 4.6.4. Сопротивление микросколу сталей с глобулярным цементитом

Возможен еще один источник гетерогенного зарождения СМТ – скол или срез хрупких частиц глобулярной формы. Такие глобулярные карбиды в большом количестве присутствуют в сталях, подвергнутых высокому отпуску или отжигу на зернистый перлит.

Известно, что прочность сталей со сферическими частицами определяется межчастичным расстоянием в соответствии с моделью Орована, однако напряжение разрушения  $\sigma_{\text{р}}$  определяется диаметром таких карбидных глобулей.

Сдвиг половинок частицы образует дискообразную область разорванных межатомных связей в ферритной матрице, которую и рассматривают в качестве зародышевой СМТ с размером  $C_3 = 2d_{\text{ц}}$  (рис. 4.7).

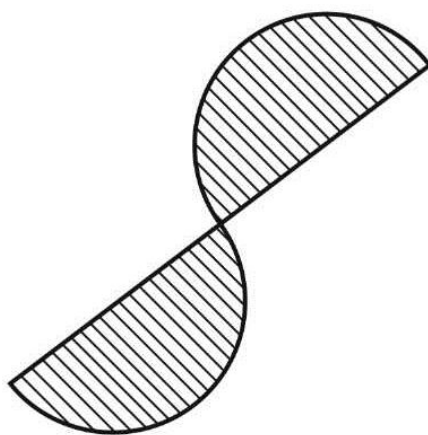


Рис. 4.7. Образование СМТ в результате скола карбидного глобуля

Для такой трещины решение уравнения Гриффитса было получено Заком:

$$\sigma_{\text{СМТ}} = \sqrt{\frac{\pi E \gamma}{\ell}}.$$

Поскольку  $\ell = 2d_{\text{ц}}$ , то:

$$\sigma_{\text{СМТ}} = \sqrt{\frac{\pi E \gamma}{2d_{\text{ц}}}} = 2,5d_{\text{ц}}^{-1/2}.$$

Переходным условием от одного механизма зарождения СМТ к другому будет равенство двух напряжений:  $\sigma_{\text{р}}(d_{\text{ф}}) = \sigma_{\text{р}}(d_{\text{ц}})$ , или  $18d_{\text{ф}}^{-1/2} = 2,5d_{\text{ц}}^{-1/2}$ , отсюда  $d_{\text{ф}} = 52d_{\text{ц}}$ .

Следовательно, если зерно феррита слишком крупное, т.е.  $d_{\text{ф}} > 52d_{\text{ц}}$ , реализуется дислокационная СМТ, а если цементитные глобулы грубые, т.е.  $d_{\text{ф}} < 52d_{\text{ц}}$ , источником разрушения будет служить цементитная СМТ.

Все случаи, описанные в подразд. 4.6.2–4.6.4, получили экспериментальное подтверждение. Покажем это на примере последнего случая, на зависимостях  $R_{\text{МС}} = f(d_{\text{ф}})^{-1/2}$  (такие зависимости Ю.Я. Мешков [6] называет структурно-силовыми диаграммами разрушения – ССДР): начиная с определенного размера ферритного зерна экспериментальные точки перестают подчиняться зависимости  $R_{\text{МС}} = 18d_{\text{ф}}^{-1/2}$  (рис. 4.8, а). Однако если для этих точек построить зависимость  $R_{\text{МС}} = 2,5d_{\text{ц}}^{-1/2}$ , то все они будут подчиняться этой зависимости (рис. 4.8, б).

При термической обработке углеродистых сталей нередки случаи, когда в структуре наблюдается как глобулярный, так и пластинчатый цементит. Наличие сразу двух источников цементитной СМТ вызывает необходимость установить еще одно условие смены микромеханизма разрушения.

Критическое соотношение между размером глобуля и толщиной пластины цементита легко установить из равенства следующих напряжений:

$$R_{\text{МС}} = 2,5d_{\text{ц}}^{-1/2} \text{ и } R_{\text{МС}} = 0,78 \cdot l_{\text{ц}}^{-1/2}.$$

Равенство этих выражений дает соотношение  $d_{\text{ц}} \approx 10l_{\text{ц}}$ , т.е. только в тех случаях, когда размер глобуля будет в 10 раз больше толщины пластины цементита, разрушение глобуля может оказаться источником микроскола.

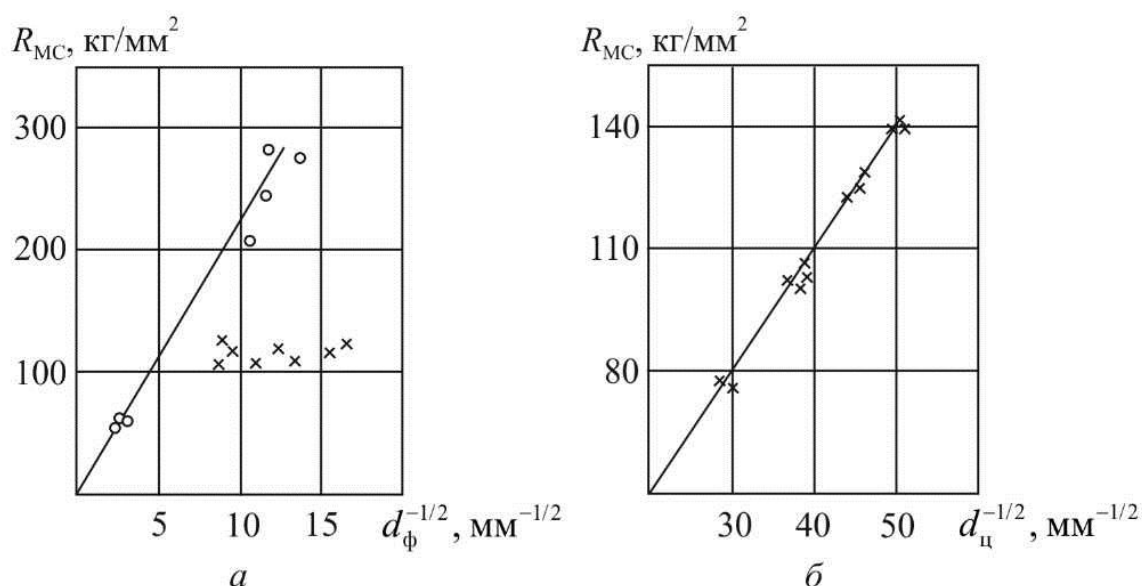


Рис. 4.8. Структурно-силовые диаграммы разрушения, построенные в зависимости от размера зерна феррита (а) и размера цементитного глобуля (б)

Таким образом, самое низкое критическое соотношение между размером элемента микроструктуры и хрупкой цементитной частицы наблюдается для равноосных частиц глобулярной формы. Это означает, что в сталях со сфероидизированным цементитом его охрупчивающее влияние наименее заметно, поскольку лишь относительно большие глобули могут служить источниками микроскола.

#### 4.7. Связь основных параметров физики и механики разрушения

Несмотря на очевидную важность и полезность критерия вязкости разрушения  $K_{IC}$ , приписать этой характеристике свойства фундаментальной константы материала не представляется возможным.

В последние десятилетия многие ученые предпринимали попытки изучить микромеханизм процесса в области острия трещины и разработать подходы к определению  $K_{IC}$  через критическое локальное напряжение, которое, как показывают результаты, по сути, является напряжением микроскола.

Еще одним серьезным обстоятельством является то, что исходный постулат механики разрушения, по которому  $K_{IC}$  не зависит от длины трещины и других геометрических параметров, является лишь некоторым приближением, справедливым только для достаточно длинных — макроскопических трещин.

Показано, что малые трещины, для которых  $C \approx d$ , т.е. трещины длиной от 10 до 100 мкм, а при очень крупном зерне – до 1,0 мм, не могут начать свой рост в тот момент, когда коэффициент интенсивности напряжений у вершины такой малой трещины достигает уровня  $K_{IC}$ , определенного в экспериментах с наведенной усталостной макротрещиной.

Образцы из сталей, заведомо имеющих микротрещины размером  $C \approx d$ , разрушаются при напряжениях микроскола  $R_{MC} = \sigma_p = 18d^{-1/2}$  так, как будто никаких трещин в нем нет. Малым трещинам «не под силу» создать требуемый для своего старта критический уровень коэффициента интенсивности напряжений. Таким образом,  $K_{IC}$ , определенный по стандартным методикам, неприемлем для описания поведения малых трещин.

Поскольку  $K_{IC}$  нельзя рассматривать как фундаментальную характеристику, имеет смысл поискать корреляционную связь между  $K_{IC}$  и другими, более фундаментальными параметрами механического поведения металлов и сплавов.

Проведя подробный анализ, Ю.Я. Мешков показал [3, 6], что такими характеристиками являются предел текучести, относительное сужение, сопротивление микросколу и некоторых случаях – ударная вязкость.

Кроме того, важнейшим параметром материала Ю.Я. Мешков считает отношение сопротивления микросколу к пределу текучести,

$K_v = \frac{R_{MC}}{\sigma_{0,2}}$ . Он называет этот параметр коэффициентом вязкости.

При  $R_{MC} = \sigma_{0,2}$   $K_v = 1$ , материал становится хрупким, и реализующийся на пределе текучести микроскол приводит к разрушению.

Если  $R_{MC} \gg \sigma_{0,2}$ , то в материале сначала реализуется текучесть, он упрочняется, и только затем, на какой-то стадии деформационного упрочнения, произойдет разрушение.

Если же  $R_{MC} < \sigma_{0,2}$ , то материал переохрупчен.

Таким образом, наиболее интересным представляется установление связи  $K_{IC}$  с  $R_{MC}$  и  $K_v$ .

Для отыскания такой связи необходимо перевести механику разрушения, которая, в сущности, является макронаукой, на микроуровень.

Подробный обзор работ по микромеханическому моделированию вязкости разрушения  $K_{IC}$ , представлен в монографии О.М. Романова [10]. Здесь мы используем только некоторые из представленных в этой книге подходов.

Согласно деформационному критерию Краффта [11], разрушение тела с трещиной произойдет тогда, когда на некотором расстоянии от вершины трещины  $d_T$  будет достигнута критическая деформация

$$e_{кр} = \frac{K_{IC}}{E\sqrt{2\pi d_T}}.$$

Краффт приближенно полагает, что  $e_{кр}$  численно равна коэффициенту деформационного упрочнения  $n$ , тогда

$$K_{IC} = nE\sqrt{2\pi d_T}.$$

Как показал Ю.Я. Мешков [3],  $e_{кр} \approx n$  действительно может иметь место лишь при небольших значениях коэффициента деформационного упрочнения  $n \leq 0,25$ .

Это означает, что критическая ситуация возникает недалеко от границы упругопластической зоны, что позволяет считать  $d_T$  приблизительно равным эффективному радиусу вершины трещины  $\rho_{эфф}$ , и тогда

$$K_{IC} = nE\sqrt{2\pi\rho_{эфф}}.$$

Хан [12] получил эмпирическую зависимость, позволяющую оценивать  $K_{IC}$  по критерию критического напряжения скола  $\sigma_C$ :

$$K_{IC}\sigma_C^2 = \left(\frac{1}{2,35}\sigma_C\right)^3.$$

Это напряжение является не чем иным, как  $R_{MC}$ . В этом случае можно записать

$$K_{IC}\sigma_C^2 = \left(\frac{1}{2,35}R_{MC}\right)^3.$$

Поскольку  $K_{IC} = \frac{R_{MC}}{\sigma_{0,2}}$ , это то выражение можно переписать в следующем виде:



$$K_{IC} = \frac{1}{13} \cdot \frac{R_{MC}^3}{\sigma_T^2} = 0,08 R_{MC} K_B^2.$$

Данная зависимость удовлетворительно выполняется лишь в случае хрупкого транскристаллитного разрушения исходно высокопластичных сталей при низкотемпературных испытаниях:  $t < -80^\circ\text{C}$ .

Ю.Я. Мешков [6] получил аналитическое выражение, связывающее  $K_{IC}$ ,  $R_{MC}$  и  $K_B$ :

$$K_{IC} = \frac{\sqrt{\pi}}{2} R_{MC} K_B \sqrt{\rho_{эфф}}.$$

Для расчетов эту формулу в таком виде использовать неудобно из-за неопределенности величины  $\rho_{эфф}$ . Тем не менее, понимая под  $\rho_{эфф}$  расстояние от вершины трещины до микрообъема, в котором реализуется микроскол, а реализуется он на границе упругопластической зоны, можно принять, что  $\rho_{эфф} \approx r_{ЗПД}$ .

Принимая  $\rho_{эфф} \approx r_{ЗПД}$  и  $R_{MC} = 18d^{-1/2}$ , можно окончательно записать

$$K_{IC} = \frac{\sqrt{\pi}}{2} 18d^{-1/2} K_B \sqrt{r_{ЗПД}} = 9\sqrt{\pi r_{ЗПД}} K_B d^{-1/2}. \quad (4.9)$$

Поскольку в последнем выражении появился размер зерна, имеет смысл проанализировать имеющиеся данные по влиянию размера зерна на вязкость разрушения. На рис. 4.9 [10] представлены зависимости вязкости разрушения для низкоуглеродистой стали от размера зерна (рис. 4.9, а) и параметра Холла – Петча (рис. 4.9, б). Очевидно, что в случае достаточно мелкого зерна,  $d < 40$  мкм, вязкость разрушения практически линейно возрастает по мере измельчения зерна, тогда как при наличии в структуре крупных зерен,  $d > 40$  мкм, вязкость разрушения не зависит от размера зерна.

Трактовать эти результаты можно следующим образом: пока размер зоны пластической деформации  $r_{ЗПД}$  существенно больше размера зерна, т.е. пока в объеме ЗПД размещается много произвольно ориентированных зерен, зарождение очага разрушения происходит в соответствии с моделью микроскола, поэтому выражение (4.9) корректно описывает струк-

турную зависимость вязкости разрушения (см. рис. 4.10, *а*). Если же в объем ЗПД помещается лишь часть одного зерна (рис. 4.10, *б*), для зарождения СМТ критического размера и реализации микроскопа из-за резко неоднородного распределения напряжений в объеме зерна потребуется значительно большее внешнее напряжение.

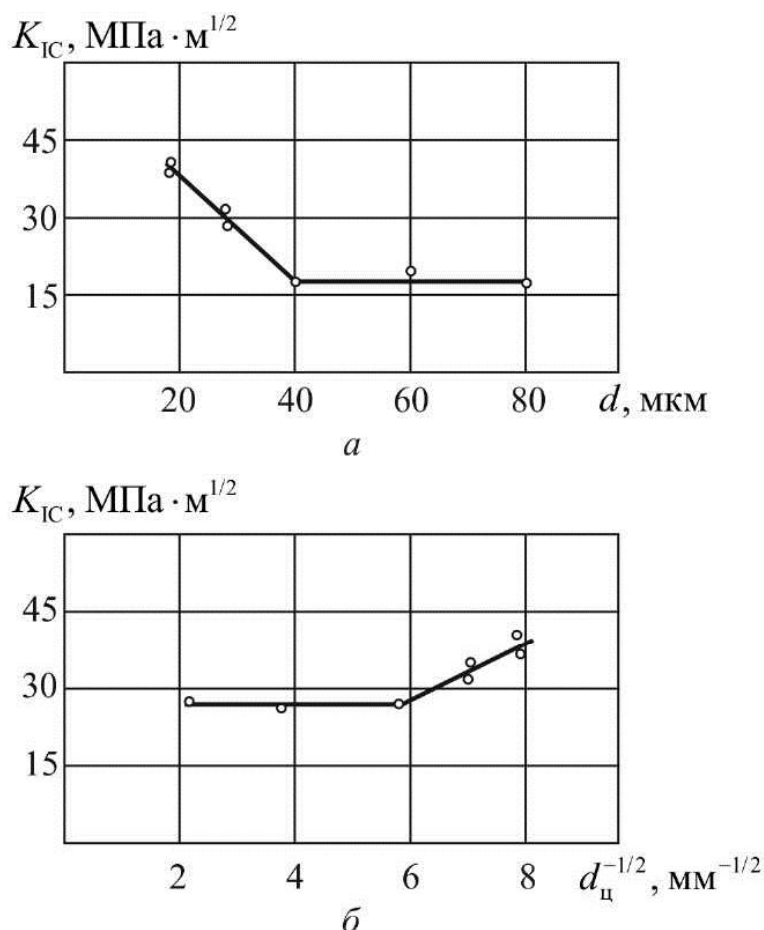


Рис. 4.9. Зависимость вязкости разрушения стали 08кп от размера зерна (*а*) и параметра Холла – Петча (*б*)

Из схемы на рис. 4.10, *б* видно, что в этом случае дислокации могут свободно выходить за пределы ЗПД и скользить вплоть до границ крупного зерна. Таким образом, можно принять, что в этом случае  $r_{\text{ЗПД}} = d$ , и тогда

$$K_{IC} = 9\sqrt{\pi r_{\text{ЗПД}}} K_B d^{-1/2} = 9\sqrt{\pi} \sqrt{d} \cdot K_B d^{-1/2} = 9\sqrt{\pi} \cdot K_B \approx 16K_B.$$

Таким образом, в случае крупного зерна вязкость разрушения действительно не зависит от размера зерна.

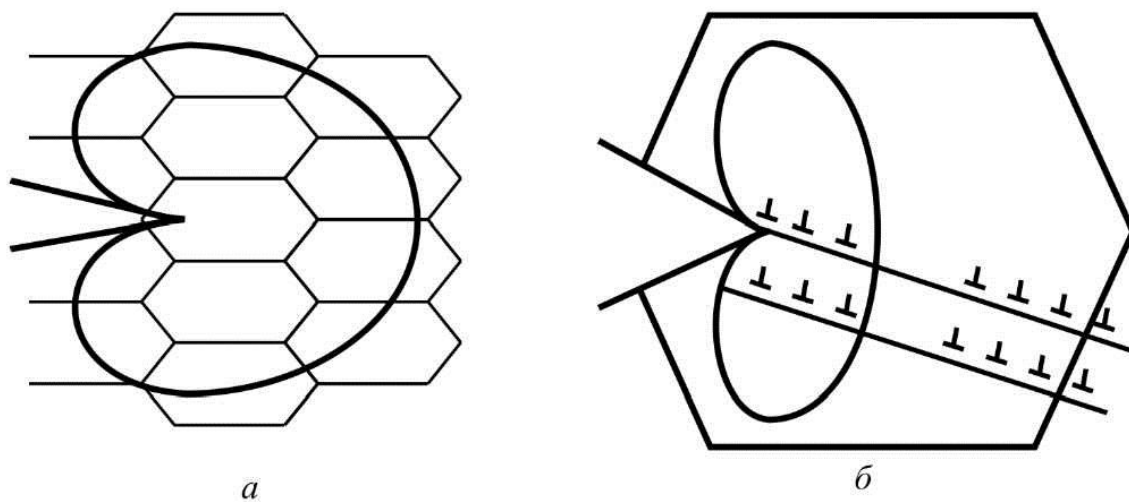


Рис. 4.10. Различные соотношения между размером зерна и размером ЗПД: *а* –  $r_{\text{зпд}} \gg d$ ; *б* –  $r_{\text{зпд}} \ll d$

#### 4.8. Оптимизация параметров прочности конструкционных сталей с точки зрения физики разрушения

Физическая теория хрупкости стали позволяет сформулировать критерий надежности металлических материалов, т.е. нечувствительности металлического материала к дефектам на основе требований к структуре и традиционным свойствам.

В данном случае имеется в виду чисто силовая часть понятия «надежность», не охватывающая специальные виды отказов: износ, усталость, коррозия и т.п.

По Ю.Я. Мешкову [3, 6], запас вязкости металла  $K_b = \frac{R_{\text{MC}}}{\sigma_{0,2}}$  должен быть не менее 2,5, чтобы металл оказался полностью нечувствителен к концентраторам напряжений.

Попытаемся найти соотношение между основными прочностными параметрами металла, обеспечивающими такой запас  $K_b$ . Распишем

подробнее условие  $K_b = \frac{R_{\text{MC}}}{\sigma_{0,2}} = 2,5$ :

$$K_b = \frac{R_{\text{MC}}}{\sigma_{0,2}} = \frac{K_p d^{-1/2}}{\sigma_0 + K_y d^{-1/2}} = 2,5.$$

Разделим числитель и знаменатель на  $d^{-1/2}$  и после несложных преобразований получим

$$\frac{1}{d^{-1/2}} \sigma_0 = \frac{1}{2,5} K_p - K_y.$$

Подставим в последнее выражение известные численные значения  $K_p = 18 \text{ кГ/мм}^{3/2}$  и  $K_y = 2 \text{ кГ/мм}^{3/2}$  и получим

$$\frac{1}{d^{-1/2}} \sigma_0 = 5, \text{ или } \sigma_0 = 5d^{-1/2}.$$

$$\text{Поскольку } R_{MC} = 18d^{-1/2}, \text{ а } \sigma_0 = 5d^{-1/2}, \text{ то } \frac{\sigma_0}{R_{MC}} = \frac{5d^{-1/2}}{18d^{-1/2}} = 0,3,$$

и окончательно:  $\sigma_0 \leq 0,3R_{MC}$ .

Таким образом, для обеспечения высокого запаса вязкости и нечувствительности материала к концентраторам напряжений сопротивление движению дислокаций внутри зерен не должно быть слишком большим.

Отсюда может быть получено и другое полезное соотношение: известно, что по Холлу – Петчу  $\sigma_T = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}$ , и поскольку  $\sigma_0 = 5d^{-1/2}$ , а  $K_y = 2$ , то  $\sigma_T = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} = 5d^{-1/2} + 2d^{-1/2} = 7d^{-1/2}$ , тогда  $\frac{\sigma_0}{\sigma_T} = \frac{5d^{-1/2}}{7d^{-1/2}} = 0,7$ , и окончательно:  $\sigma_0 \leq 0,7\sigma_T$ .

Другими словами, вклад внутризеренных механизмов упрочнения в уровень предела текучести не должен быть слишком большим, чтобы это не привело к потере вязкости сталей и сплавов.

#### Список литературы к главе 4

1. Курдюмова Г.Г., Мильман Ю.В., Трефилов В.И. К вопросу о классификации микромеханизмов разрушения по типам // Металлофизика. – 1979. – Т. 1, № 2. – С. 55–62.
2. Holzmann M. Die heutigen Theorien des Sprödbrechens von Stahl // Wiss. Z. Techn. Hochsch; Otto-von-Guericke Universität Magdeburg. – 1971. – 15, Н. 5. – S. 455–462.
3. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. Структура металлов и хрупкость стальных изделий. – Киев: Наукова думка, 1981. – 238 с.

4. Эшелби Д., Франк Ф., Набарро Ф. Равновесие линейных рядов дислокаций // Континуальная теория дислокаций. – М.: Изд-во иностр. лит., 1963. – С. 154–174.
5. Stroh I.N. The formation of cracks as a result of plastic flow // Proc. Roy. Soc. Lond. Ser. A. – 1954. – 223, № 1154. – P. 404–420.
6. Мешков Ю.Я. Физические основы разрушения стальных конструкций. – Киев: Наукова думка, 1981. – 238 с.
7. Ужик Г.В. Сопротивление отрыву и прочность металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1950. – 255 с.
8. Потак Я.М. Хрупкое разрушение стали и стальных изделий. – М.: Оборонгиз, 1955. – 390 с.
9. Нотт Дж. Микромеханизмы разрушения и трещиностойкость конструкционных сплавов // Механика разрушения. Разрушение материалов. Сер. Механика. – М.: Мир, 1979. – Т. 17. – С. 40–82. – Новое в зарубеж. технике.
10. Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
11. Krafft J.M. Correlation of plane strain crack toughness with strain hardening characteristics of steel // J. Appl. Mater. Res. – 1964. – № 3. – P. 88–101.
12. Hahn G.T., Hosgland R.J., Rosenfeld A.R. The variation of  $K_{IC}$  with temperature and loading rate // Met. Trans. – 1971. – 2, № 2. – P. 537–541.