

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Уфимский государственный авиационный технический университет»

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

*Допущено Редакционно-издательским советом УГАТУ
в качестве учебного пособия для студентов очной и заочной форм обучения,
обучающихся по направлениям подготовки бакалавров
280302 «Наноинженерия», 150700 «Машиностроение»,
магистров 280402 «Наноинженерия» УГАТУ,
магистров/бакалавров 220401 «Материаловедение и технологии материалов»
Тольяттинского государственного университета*

Уфа 2016

Авторы: Г. В. Клевцов, Е. В. Бобрук, И. П. Семенова,
Н. А. Клевцова, Р. З. Валиев

УДК 620.18-022.53(07)

ББК 34.25я7

П 84

Рецензенты:

*зав. лаб. физики полимеров и наноструктурных материалов ФГБУН
Института физики молекул и кристаллов УНЦ РАН,
д-р физ.-мат. наук Гундеров Д.В.
начальник отдела по инновационной деятельности НПА «Технопарк АТ»,
к.т.н. Салимгареева Г.Х.*

Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных
П 84 **металлических материалов:** учебное пособие / [Г. В. Клевцов и др.];
Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т. – Уфа: РИК УГАТУ, 2016. – 240 с.
ISBN

Рассмотрены технологические процессы получения и структурообразования наноструктурированных металлических материалов. Описаны основные виды макро- и микростроения изломов и механизмы разрушения металлических материалов при однократных (статическом, ударном и высокоскоростном импульсном) и циклическом видах нагружения, а также методические вопросы исследования изломов методами макро-, микрофрактографии и рентгеноструктурного анализа.

Издано при финансовой поддержке Правительства Российской Федерации, программа мегагрантов, грант 14.В25.31.0017 (Е. В. Бобрук, Р. З. Валиев)

УДК 620.18-022.53(07)

ББК 34.25я7

ISBN

© Корректурa и верстка. РИК УГАТУ, 2016

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
Условные обозначения.....	8
1. ПОЛУЧЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	10
1.1. Современные методы интенсивной пластической деформации.....	10
1.2. Микроструктура и свойства объемных наноструктурных материалов.....	27
Контрольные вопросы	69
Список литературы к разделу 1	70
2. МЕТОДИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗЛОМОВ	73
2.1. Подготовка изломов к исследованию.....	73
2.2. Проведение фрактографических исследований.....	77
2.3. Рентгеноструктурный анализ изломов.....	85
Контрольные вопросы	99
Список литературы к разделу 2	100
3. ОСНОВНЫЕ ВИДЫ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	102
3.1. Разрушение металлических материалов при однократных видах нагружения.....	102
3.2. Влияние различных факторов на охрупчивание материалов.....	113
3.3. Элементы механики разрушения при однократных видах нагружения.....	123
3.4. Разрушение металлических материалов при циклическом нагружении.....	142

Контрольные вопросы.....	181
Список литературы к разделу 3.....	181
4. ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.....	185
4.1 Ударное разрушение наноструктурных материалов в широком интервале температур.....	185
4.2. Влияние наноструктурирования на трещиностойкость материалов	211
4.3. Прочность и механизм разрушения наноструктурных металлических материалов при циклическом нагружении.....	220
Контрольные вопросы.....	233
Список литературы к разделу 4.....	233
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	239

ВВЕДЕНИЕ

Объемные наноструктурированные металлические материалы с УМЗ структурой, полученные путем интенсивной пластической деформации (ИПД), привлекают исследователей благодаря целому ряду уникальных свойств. Так, например, данные материалы обладают высокой твердостью и прочностными характеристиками при растяжении, что способствует их внедрению в различные области техники, в первую очередь, связанную с работой в экстремальных условиях. Однако, несмотря на возрастающее количество публикаций, посвященных исследованию свойств наноструктурированных материалов, крайне мало сведений об их трещиностойкости, об ударной вязкости в широком интервале температур, об усталостной прочности и кинетике усталостного разрушения. Можно предположить, что со временем, по мере того как наноструктурированные материалы в качестве конструкционных и функциональных материалов будут попадать в центр внимания инженеров, именно эти свойства материалов будет становиться все более значимыми.

Не менее важным аспектом изучения наноструктурированных металлических материалов на данном этапе является исследование их механизмов разрушения на различном масштабном уровне. Пока такие исследования являются как бы фоновыми в процессе оценки механических свойств наноструктурированных материалов. Однако, очевидно, что без них невозможно понять физическую природу прочности и пластичности данного класса материалов при различных видах нагружения.

В настоящее время выполнен большой объем работ по изучению механизмов вязкого и хрупкого разрушений металлических материалов и пониманию физической природы вязко-хрупкого перехода, позволяющий использовать полученные результаты для прогнозирования поведения материала в конкретных условиях эксплуатации и расчета конструкции на прочность. Наряду с изучением физических аспектов вязкого и хрупкого разрушения материалов, успешно развивается другое направление – механика разрушения, которая как в плане оценки упруго-деформированного состояния материала у вершины трещины или дефекта, так и в плане

экспериментальной оценки трещиностойкости материалов играет чрезвычайно важную роль.

Особую актуальность приобретают вопросы установления связи физических и металловедческих аспектов разрушения с критериями механики разрушения. Такой подход дает представление о физической природе процессов зарождения и распространения трещин при различных условиях нагружения, что позволяет более корректно описывать поведение материала на различных стадиях разрушения. Широкие возможности в этом направлении дают исследования процесса разрушения с использованием комплекса физических методов, в том числе, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

В настоящем пособии применяют следующие термины, соответствующие классификации, поддерживаемой Международным научным комитетом по объёмным наноматериалам, полученным методами интенсивной пластической деформации – «nanoSPD» (www.nanospd.org).

Объёмные ультрамелкозернистые материалы – объёмные материалы с однородной равноосной структурой с размером зерен менее 1 мкм, подавляющее большинство границ которых имеют высокоугловые разориентировки.

Границы зерен – границы раздела между различным образом ориентированными кристаллитами (зернами) в поликристаллических материалах.

Интенсивная пластическая деформация – процесс пластической деформации материала под высоким гидростатическим давлением, позволяющий достичь очень больших степеней деформации объёмного образца без значительного изменения его формы, и обладающий способностью существенного измельчения микроструктуры деформируемого материала.

Динамическая рекристаллизация. Первые работы по рекристаллизации в металлах среди советских ученых были сделаны Бочваром А. А., Савицким Е. М., Гореликом С. С., законы рекристаллизации описывающие поведение материалов при этом процессе, были описаны Меллом (1948 г), Берком и Тернболлом (1951 г.). Если формирование или изменение зеренной структуры в процессе термической обработки называют статической рекристаллизацией, то формирование новых зерен в процессе

пластической деформации определяют как динамическую рекристаллизацию (ДР). На сегодняшний день феноменологически различают несколько механизмов динамической рекристаллизации. Наиболее изучен механизм зарождения динамически рекристаллизованных зерен, который схож со статической рекристаллизацией. Зарождение идет по границам исходных зерен, т.е. по механизму Бейли – Хирша.

Фрагментация – это происходящий при пластической деформации процесс разделения деформируемых кристаллов на разориентированные микрообъемы. В работах Рыбина В.В. и соавторов фрагментация впервые была рассмотрена как процесс, определяющий формирование структуры материала при больших пластических деформациях. Была продемонстрирована роль границ зерен в зарождении пластических ротаций, а также показано, что фрагменты возникают на фоне слаборазориентированной ячеистой структуры. Особенности процесса фрагментации, главным образом, связаны с образованием полосовых структур.

Деформационное двойникование. Деформация двойникованием идет в тех случаях, когда скольжение по тем или иным причинам затруднено. В сталях с низкой энергией дефекта упаковки сильное расщепление дислокаций затрудняет, а иногда просто запрещает выход их из плоскостей скольжения. По этой причине в материалах с низкой ЭДУ ячеистые структуры не возникают вплоть до значительных степеней деформации, пластическое течение развивается путем строго трансляционного, плоскостного скольжения полных и частичных дислокаций.

Фазовое превращение. В настоящее время фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$ является одним из механизмов, способствующих формированию ультрамелкозернистой структуры в аустенитных сталях в процессе пластических деформаций при температурах, близких к комнатным. Впервые схема перестройки ГЦК решетки аустенита в ОЦК решетку α' – мартенсита была предложена Бейном. Большое влияние на протекание сдвигового фазового превращения в процессе пластической деформации оказывают такие факторы, как химический состав; температура и скорость пластической деформации; размер исходного аустенитного зерна, а также схема пластической деформации.

УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

- T – температура испытания ($^{\circ}\text{C}$);
 t – толщина образца или детали (м);
 l – длина трещины, или дефекта (м);
 Θ – микрizona вытяжки в очаге разрушения (м);
 l_c – критическая длина вязкой макрзоны в очага разрушения при однократных видах нагружения (м);
 L – длина специфической вязкой макрзоны в очаге разрушения ударных изломов (м);
 l_s, l_r, l_d – длина зон стабильного и ускоренного роста трещины и зоны долома при циклическом нагружении (м);
 $l_f = l_s + l_r$ – длина зоны усталостного роста трещины при циклическом нагружении (м);
 B – процентное содержание вязкой составляющей на поверхности изломов (%);
 λ – размер губ среза на поверхности излома (%);
 T_{xp}^n, T_{xp}^6 – нижняя и верхняя критические температуры хрупкости ($^{\circ}\text{C}$);
 σ – напряжение в образце (МПа);
 $\sigma_{\min}, \sigma_{\max}$ – минимальное и максимальное напряжение цикла при усталостном нагружении (МПа);
 $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ – размах напряжения цикла при усталостном нагружении (МПа);
 σ_b – предел прочности материала (МПа);
 $\sigma_T (\sigma_{0,2})$ – предел текучести материала (МПа);
 φ – относительное удлинение (%);
 ψ – относительное сужение (%);
 σ_1 – нормальные напряжения (МПа);
 $\sigma_{\text{отр.}}$ – напряжение отрыва при хрупком разрушении материала (МПа);
 τ_{\max} – максимальные касательные напряжения (МПа);
 α – коэффициент жесткости напряженного состояния
 KCU, KCV, KCT – ударная вязкость образцов, соответственно, с U- и V – образным концентратором напряжения и усталостной трещиной, (МДж/м²);
 K – коэффициент интенсивности напряжения у вершины трещины (МПа $\sqrt{\text{м}}$);

K_I, K_{II}, K_{III} – Коэффициенты интенсивности напряжения для случая нормального отрыва, поперечного сдвига и продольного сдвига соответственно ($\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$);

K_{IC}, K_C – критическое значение коэффициента интенсивности напряжения при плоской деформации (ПД) (статическая трещиностойкость материала) и плоском напряженном состоянии (ПН), ($\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$);

K_{\min}, K_{\max} – минимальное и максимальное значение коэффициента интенсивности напряжения при циклическом нагружении ($\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$);

$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ – размах коэффициента интенсивности напряжения при циклическом нагружении ($\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$);

K_{th}, K_{fc} – критические значения коэффициента интенсивности напряжения при циклическом нагружении ($\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$);

$R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ – коэффициент асимметрии цикла нагружения;

dl/dN – скорость распространения усталостной трещины (м/цикл);

r_{yh}, r_y – радиус пластической микро- и макрзоны (циклической и монотонной зоны при циклическом нагружении) у вершины трещины (м);

h – толщина стравленного слоя металла с поверхности изломов (м);

h_{yh}, h_y – глубина пластической микро- и макрзоны (циклической и монотонной зоны при циклическом нагружении) под поверхностью изломов (м);

h_{\max} – максимальная глубина пластической зоны под поверхностью изломов (м);

β – ширина рентгеновской дифракционной линии (рад);

β_0 – ширина рентгеновской дифракционной линии эталона (рад);

$\Delta\beta$ – физическое уширение рентгеновской дифракционной линии (рад);

1. ПОЛУЧЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

1.1. Современные методы интенсивной пластической деформации

Несмотря на большие перспективы, до недавнего времени вопрос использования наноструктурных материалов (НС) в качестве конструкционных и функциональных материалов нового поколения оставался открытым. Только в последние годы наметился прорыв в этой области, связанный как с разработкой новых путей их получения, так и с исследованием фундаментальных механизмов, приводящих к достижению в них новых свойств. Хотя глубокое понимание этих механизмов остается предметом фундаментальных исследований, опытно-промышленные изделия из НС материалов для медицины и микроустройств скоро могут появиться на рынке.

Исследования последних двух десятилетий показали, что эффективным способом повышения физико-механических и усталостных свойств материалов является формирование в них наноструктурного состояния. Подход к получению наноструктурных материалов основан на измельчении микроструктуры до наноразмеров в объемных образцах или заготовках, используя методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Его сущность заключается в том, что при ИПД материалы подвергаются большим деформациям в условиях высоких приложенных давлений. УМЗ металлы и сплавы, полученные методами ИПД, имеют, как правило, размер зерен в интервале 100–500 нм, но содержат обычно внутри зерен различные наноструктурные элементы: нанодвойники, наночастицы, сегрегации и др., которые также существенно влияют на их свойства, поэтому такие материалы относят к классу объемных наноструктурных материалов. При этом различные наноматериалы обладают специфичными микроструктурными особенностями, тесно связанными с методами и режимами их обработки. Например, формирование объемной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в титановых сплавах позволяет увеличить их удельную прочность, сопротивление усталости, долговечность, что создает возможность повышения эксплуатационных свойств изделий, изготовленных из них. Рассмотрим некоторые виды ИПД более подробно.

1.1.1. Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) – это метод ИПД, при котором заготовки, обычно имеющие форму диска диаметром 10–20 мм и толщиной до 2 мм, для формирования УМЗ структуры подвергаются сдвиговой деформации за счет реализации кручения в условиях высокого приложенного гидростатического давления (до 10 ГПа) [1–4]. Заготовка помещается на плоские бойки (рис. 1.1, а) или внутрь полости, выполненной в бойках (рис. 1.1, б), и к ней прилагается давление (Р) величиной от 1 до 10 ГПа. Пластическая деформация кручением образца осуществляется за счет вращения одного из бойков.

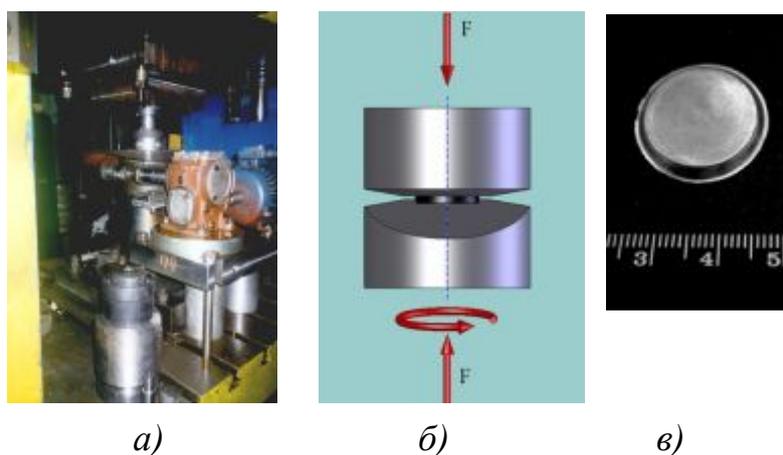


Рис. 1.1. Обработка методом ИПДК:
 а – вид установки ИПДК; б – схема обработки ИПДК;
 в – вид образца после обработки ИПДК

Если в процессе ИПДК не происходит истечения материала образца из полости, толщина диска остается постоянной, и величина деформации кручением, γ , определяется как

$$\gamma = (r/h)\varphi, \quad (1.1)$$

где r – расстояние от центра диска, h – толщина образца, а φ – угол кручения в радианах. Имеется также модифицированное соотношение для случаев, когда в процессе ИПДК происходит истечение материала из полости с образованием заусенца, сопровождающееся уменьшением величины h в процессе ИПДК. Для сравнения с другими методами ИПД величина эквивалентной деформации ε может быть рассчитана с использованием соотношения

$$\varepsilon = (l/a)\gamma, \quad (1.2)$$

где коэффициент $a = \sqrt{3}$ – принимает значения из критерия пластического течения (по фон Мизесу) или из теории Тейлора для поликристаллов, где $a = 1,65$ для бестекстурных металлов с

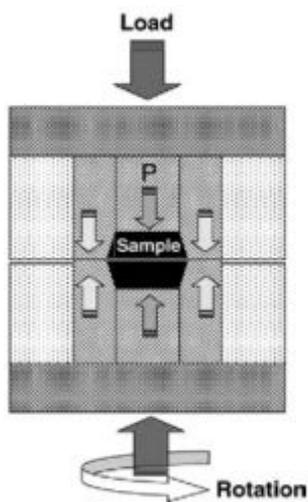
гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой и понижается до более низких значений при непрерывной деформации [1–3].

Моделирование течения материала методом конечных элементов при ИПД кручением показало следующее. Величина нормальных напряжений, возникающих в образце в процессе ИПД кручением, значительно изменяется вдоль радиуса образца. Она максимальна в центральной части и постепенно уменьшается по мере приближения к краю образца. При этом происходит изменение знака действующих напряжений, то есть в центральной части образца действуют значительные сжимающие напряжения, а периферия подвержена влиянию растягивающих напряжений. Нужно отметить, что описанное напряженное состояние характерно как для случая только осадки, так и для случая ИПД кручением. Рассчитанное распределение нормальных напряжений можно объяснить особенностями реализации схемы деформации, а именно максимальным сопротивлением течению материала в центральных областях и отсутствием ограничений течению материала в радиальном направлении в периферийных областях образца.

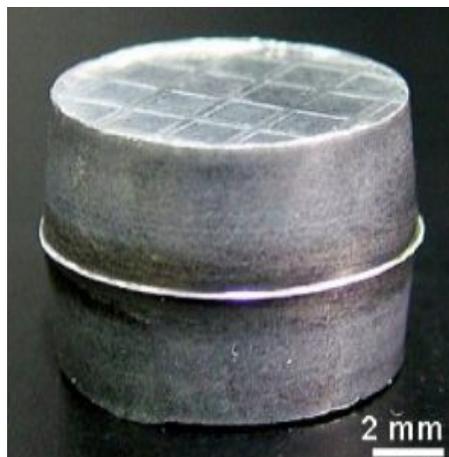
Наложение на деформируемую массивную заготовку высоких квазигидростатических давлений в несколько ГПа является одним из важнейших отличий ИПД от больших пластических деформаций. При этом отметим, что, как уже указывалось выше, именно высокие давления препятствуют разрушению массивных заготовок, деформируемых вплоть до степеней деформации $e > 10-100$.

При проведении ИПДК существенное измельчение структуры металлов и сплавов наблюдается при деформации уже в половину или один полный оборот. Но для получения однородной нанокристаллической структуры (НК) со средним размером зерна около 100 нм необходима деформация в несколько оборотов. Обычно ИПДК применяется для обработки заготовок в форме дисков, имеющих довольно небольшие геометрические размеры [1–3]. В последние годы метод получил дальнейшее развитие по созданию ряда специализированных оснасток, в которых, реализуя принцип ИПДК, можно изготавливать достаточно массивные УМЗ образцы различной геометрии, например, цилиндрические образцы высотой от 2,5 до 8,5 мм (рис. 1.2). В ряде работ также была продемонстрирована возможность изготовления заготовок в виде колец диаметром от 30 до 100 мм, используя метод ИПДК (рис. 1.3). Для обеспечения

деформации кольцевых заготовок на их ближайшей к оси вращения поверхности был сделан конический выступ, соответствующий форме бойков [5, 6].

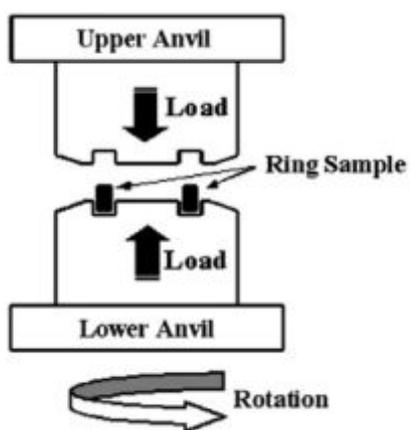


a)

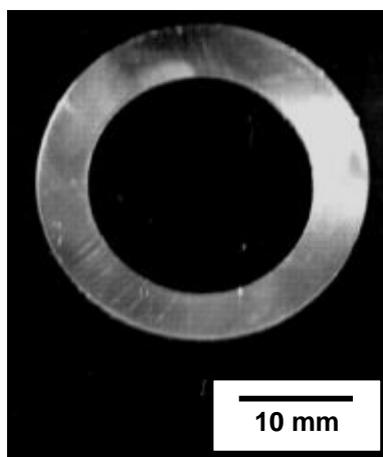


б)

Рис. 1.2. Обработка методом ИПДК цилиндрических заготовок: а – схема обработки ИПДК; б – образец после обработки ИПДК



a)



б)

Рис. 1.3. Обработка методом ИПДК колец: а – схема обработки ИПДК; б – образец после обработки ИПДК

Этот выступ обеспечивал достаточное для протекания деформации трение между кольцом и бойками. ИПД кручением таких кольцевых заготовок позволило добиться одинаковой степени накопленной деформации по объему заготовки, в отличие от

заготовок в форме дисков, где, как указывалось ранее, степень накопленной деформации растет по мере движения вдоль радиуса диска. Кольцевые заготовки могут быть использованы и при изготовлении различных изделий.

В настоящее время развитие методов ИПД находится на стадии перехода от лабораторных исследований к промышленному использованию объемных наноматериалов. Разработки в этой области ведутся в трех основных направлениях. Во-первых, это повышение эффективности, технологичности и уменьшения стоимости производства наноматериалов, а также их масштабирование, связанное с увеличением геометрических размеров получаемых заготовок. Данная задача решается путем совершенствования технологии равноканального углового прессования (РКУП) и создания более технологичных схем деформирования, в частности, непрерывного процесса РКУП по схеме Конформ и РКУП в параллельных каналах, Мульти-РКУП-Конформ [1, 3, 7–10]. Второе направление связано с комбинированием методов ИПД с традиционными методами пластической деформации прокаткой, волочением, экструзией и др. с целью получения полуфабрикатов и изделий из наноматериалов разной формы. Данный подход был успешно недавно реализован в технологии получения длинномерных прутков из наноструктурного титана. В-третьих, особое внимание уделяется повышению эксплуатационных свойств наноматериалов на стадиях изготовления полуфабрикатов и изделий, таких как сопротивление усталости в малоцикловой и многоцикловой области, ударная вязкость, длительная прочность, коррозионная стойкость и др.

1.1.2. Равноканальное угловое прессование. Разновидности.

Еще одним эффективным методом ИПД, позволившим получить УМЗ структуру в массивных заготовках металлов и сплавов является метод РКУП, разработанный В. Сегалом и В. Копыловым в начале 1980-х годов (рис. 1.4, *a*). В начале 1990-х годов Р.З. Валиевым с соавторами данный способ был развит и впервые применен как метод ИПД для получения ультрамелкозернистых структур. Он заключается в деформации заготовок (диаметром до 60 мм и длиной до 300 мм) сдвигом в зоне пересечения каналов равного сечения обычно под углом 90° [7]. Преимуществом является то, что при его реализации заготовка может подвергаться сколь угодно большим

деформациям сдвига, практически не изменяя при этом своих размеров. В процессе многократно повторяющихся циклов прессования в заготовке накапливается деформация сдвигом, что в результате приводит к формированию в материале однородной УМЗ структуры [1–4, 7–10].

Величина эквивалентной деформации ε , реализуемой в процессе РКУП, определяется соотношением, включающим угол сопряжения между двумя каналами Φ , и углом, представляющим собой внешний радиус сопряжения, где пересекаются две части канала Ψ :

$$\varepsilon = (N/\sqrt{3})[2\text{ctg}\{(\Phi/2)+(\Psi/2)\} + \Psi\text{cosec}\{(\Phi/2)+(\Psi/2)\}], \quad (1.3)$$

где N – это число циклов прессования.

При реализации одного цикла прессования (при допущении отсутствия трения и острых углов в матрице $\Psi = 0$) приращение деформации ($\Delta\varepsilon_i$) в материале составляет:

$$\Delta\varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}}\text{ctg}\frac{\Phi}{2}. \quad (1.4)$$

При $\Phi = 90^\circ$ ее значение составляет ~ 1.16 и равно приращению деформации при прямом прессовании с вытяжкой с коэффициентом 3 или при деформации осадкой со степенью $\sim 70\%$. При многократном повторении циклов обработки (N) деформация суммируется, что обеспечивает в заданном исходном сечении истинную (абсолютную) деформацию:

$$\varepsilon_i = N\Delta\varepsilon_i. \quad (1.5)$$

В процессе РКУП для структурообразования весьма важными являются ориентация и число проходов заготовки через каналы инструмента (сопряжения каналов), т.е. в обрабатываемых материалах могут быть задействованы различные системы скольжения за счет вращения заготовки вокруг ее продольной оси между каждым проходом. На практике осуществляют четыре основных маршрута прессования: маршрут A – без вращения заготовки, маршруты B_A и B_C , предполагающие вращение на 90° в разных направлениях или в одном направлении, соответственно, маршрут C , предполагающий вращение на 180° . Основное отличие маршрутов – направление деформации сдвига при повторном прессовании заготовки.

В настоящее время успешно проводят обработку РКУП заготовок диаметром от 20 до 60 мм.

При традиционном процессе РКУП заготовку приходится после каждого прохода вынимать из оснастки, а затем перед очередным

проходом вновь помещать ее во входной канал, ориентируя в соответствии с выбранным маршрутом обработки. Такая операция нетехнологична, так как приводит к увеличению времени обработки и к охлаждению заготовки в случае, если процесс осуществляется при повышенных температурах. Именно для устранения этих недостатков и предложена весьма простая схема РКУП с вращающейся оснасткой (Rotary-die ECA pressing) (рис. 1.4, б). Оснастка состоит из четырех каналов, пересекающихся под прямыми углами и имеющих одинаковые размеры поперечного сечения [11]. Перед началом РКУ прессования заготовка помещается в верхний вертикальный канал оснастки. При этом она своим передним концом упирается в пуансон, вставленный в нижний вертикальный канал до точки пересечения с горизонтальными каналами оснастки. В хвостовой конец заготовки упирается пуансон, помещенный в верхний вертикальный канал. В правый горизонтальный канал оснастки также вставляется пуансон, который упирается в заготовку и в правую стенку оснастки, препятствуя ее продвижению в данном канале вправо. Таким образом, заготовка может продвигаться только из верхнего вертикального канала в левый горизонтальный канал. После первого цикла РКУ прессования оснастка вместе с заготовкой поворачивается на угол 90° по часовой стрелке и цикл РКУ прессования может быть повторен.

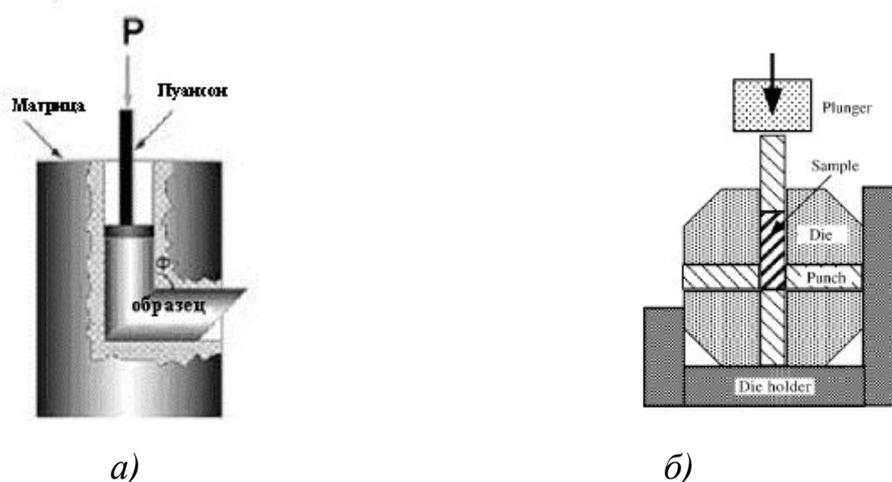


Рис. 1.4. Схема обработки:
 а – РКУП; б – с вращающейся оснасткой

Использование данной схемы позволяет существенно упростить процесс РКУ прессования. Исчезает необходимость вынимать и вновь вставлять заготовку в оснастку между проходами. Время РКУ прессования уменьшается более чем на 75 %. Появляется возможность точно контролировать температуру процесса.

В тоже время у данной модификации РКУП есть целый ряд недостатков. В частности, отношение длины к поперечному размеру заготовок при использовании данной схемы мало. В результате формирование относительно обширной зоны низкой проработки материала в заходной и выходной частей заготовки приводит к существенной неоднородности как ее структуры, так и механических свойств. Помимо этого, в ходе осуществления РКУП по такой схеме возможно использование оснастки только с углом сопряжения каналов 90° , в ходе прессования можно реализовать только маршрут *A*. Также возможно возникновение трудностей, связанных с нанесением смазочных покрытий в процессе обработки.

Для производства УМЗ материалов в промышленных масштабах требуется создание таких устройств и оснасток, которые позволили бы повысить эффективность процесса РКУП. Для получения длинномерных заготовок были разработаны модификации этого метода, такие как РКУП в параллельных каналах (РКУП-ПК), РКУП-Конформ [8, 9].

Развитием традиционного РКУП для получения УМЗ заготовок является его реализация в оснастке с двумя параллельными каналами (ПК) – РКУП-ПК (рис. 1.5). Отличительной особенностью является реализация простого сдвига последовательно в двух очагах деформации, соответствующих двум последовательным пересечениям каналов в оснастке. В результате может существенно уменьшиться число проходов, необходимое для обеспечения формирования УМЗ структурных состояний в материалах. Основными параметрами, обеспечивающими эффективность метода РКУП в ПК являются: расстояние между осями параллельных каналов K и угол пересечения каналов Φ . Оба указанных геометрических параметра оснастки влияют на характер течения материала и на его напряженно-деформированное состояние.

С использованием 2D компьютерного моделирования методом конечных элементов исследовано влияние параметров K (расстояние между осями параллельных каналов) и Φ (угол пересечения между параллельными каналами и каналом их соединяющим) на однородность течения материала в медной заготовке при РКУП-ПК. Было установлено, что оптимальными значениями данных параметров, при которых наблюдается максимальная однородность деформаций, являются $\Phi = 100^\circ$ и $K = d$, где d – диаметр канала. При

этом величина эквивалентной деформации после первого цикла обработки составляет примерно $\sim 2,02$.

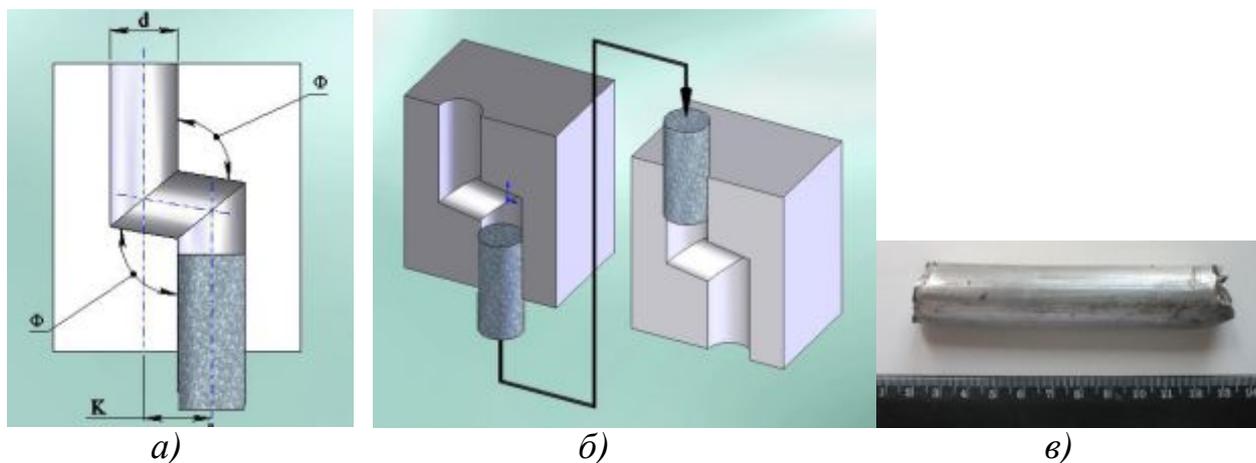


Рис. 1.5. РКУП-ПК: а – схема; б – маршрут обработки заготовок РКУП-ПК; в – заготовка алюминиевого сплава после обработки

Как видно из приведенной схемы реализации процесса РКУП-Конформ на рисунке 1.6, а, между вращающимся центральным валом и неподвижной ограничительной оснасткой имеется желоб, в который проталкивается исходная заготовка. Между заготовкой и валом при его вращении возникают силы трения, которые заставляют заготовку перемещаться вслед за вращающимся валом. Неподвижная ограничительная оснастка направляет заготовку в горизонтальный канал, где материал заготовки испытывает сдвиговую деформацию, как и при обычном процессе РКУП. В рассматриваемой установке угол пересечения между направляющим желобом и каналом составляет 90° . Такой угол сопряжения наиболее эффективен и часто используется при осуществлении традиционного РКУП. РКУП-Конформ является практически непрерывным, при этом конструкция устройства позволяет достаточно легко регулировать параметры проведения деформационной обработки (угол пересечения желоба и канала, скорость деформации, температура и др.). Также можно легко обеспечить реализацию наиболее эффективных с точки зрения формирования УМЗ структур маршрутов B_C и B_A традиционного РКУП, а также обеспечить скорость процесса, близкую к скорости прокатки.

Например, проволока длиной более 1 м и диаметром 3,4 мм из крупнозернистого коммерчески чистого Al (99,5 %) подвергалась

обработке РКУП-Конформ при комнатной температуре. Деформация осуществлялась по маршруту С от 1 до 4 циклов. Проведенные исследования показали, что в результате реализации РКУП-Конформ процесс формирования УМЗ структуры и уровень механических свойств типичны для традиционного процесса РКУП. Полученные результаты свидетельствуют о том, что РКУП-Конформ может быть эффективно использован для формирования УМЗ структур и повышения свойств металлических длиномерных изделий в виде прутков и проволок [10].

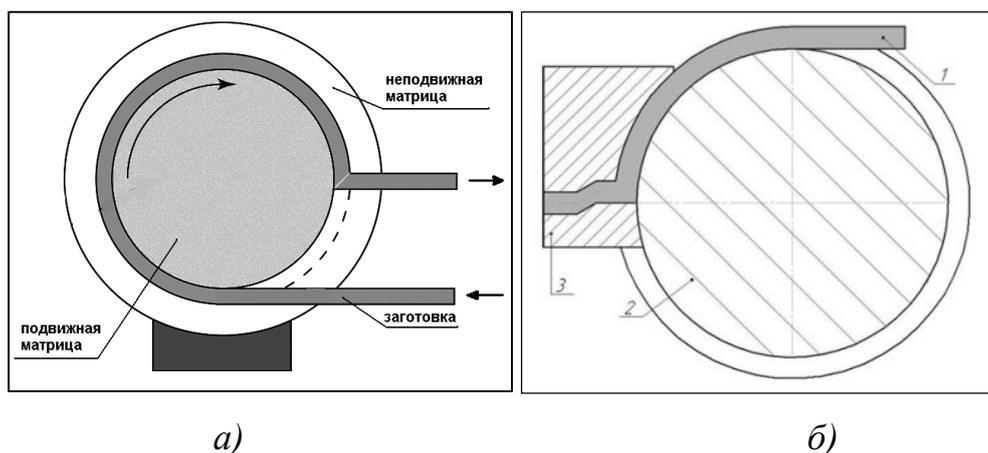


Рис. 1.6. Схема обработки:
а – РКУП-Конформ; б – Мульти-РКУП-Конформ;
1 – заготовка; 2 – колесо; 3 – матрица

Новым направлением получения длиномерных заготовок с повышенным комплексом свойств является совмещение двух разновидностей равноканального углового прессования (РКУП): метода РКУП в параллельных каналах (РКУП-ПК) и непрерывного процесса РКУП по схеме Конформ – метод Мульти-РКУП-Конформ. За один цикл обработки заготовки методом Мульти-РКУП-Конформ обеспечивается истинная деформация $e > 2,5$. Процесс обработки методом Мульти-РКУП-Конформ реализуется следующим образом (см. рис. 1.5, б): металлическую заготовку 1 в виде прутка подвергают непрерывному угловому прессованию путем подачи ее на вход рабочего канала, образованного между вращающимся валком 2 с П-образной гравюрой и неподвижной ограничивающей основой (матрица) 3, окружающей вращающийся валок и покрывающей часть длины канавки. Посредством вращения валка 2 и возникающих между гравюрой и заготовкой 1 сил трения обеспечивают

продвижение заготовки через рабочий канал в направлении к выпускному отверстию в матрице 3.

1.1.3. Многократная прокатка. Для получения УМЗ структуры в длинномерных заготовках (14×20×300 мм) тонкого сечения (листах) был предложен метод многократной прокатки Accumulative Roll-Bonding (рис. 1.7). После каждого цикла деформационной обработки прокатанный лист режется на две части и складывается в пакет. Повторное пакетирование на каждом последующем цикле обработки позволяет деформировать заготовку до больших, практически неограниченных степеней и сохранить ее исходный размер к моменту завершения обработки. В результате такой многоцикловой прокатки за счет диффузионного взаимодействия в твердой фазе происходит соединение листов между собой, сопровождающееся измельчением микроструктуры до ультрамелких размеров [12–14].

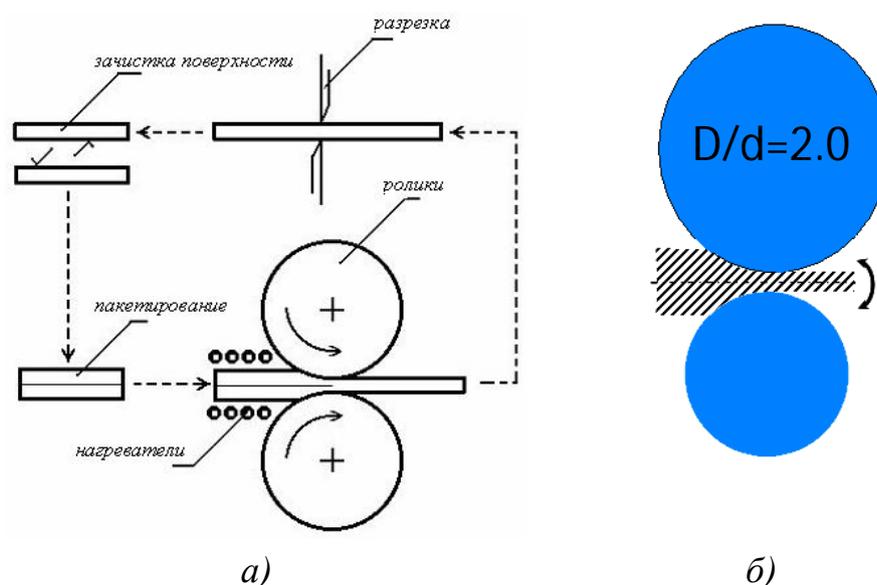


Рис. 1.7. Схема обработки:

а – многократной прокатки; б – асимметричной многократной прокатки

Было показано, что для надежного соединения пластин в пакете необходима деформация в изотермических условиях при температурах $0,4-0,5 T_{пл}$ с обжатием за 1 цикл не менее 50 %. Для формирования сравнительно однородной УМЗ структуры в металлах и сплавах, с размером зерна $0,4-0,6$ мкм, обработку проводят за 7–10 циклов (до $\epsilon = 5,6-8$). В работе было показано, что после многократной прокатки при температуре 250 °С за 6 циклов была сформирована УМЗ структура алюминиевого сплава 3003 с размером зерна $700-800$ нм,

что привело к увеличению в 1,5 раза временного сопротивления по сравнению с холодной прокаткой до 80 %.

1.1.4. Винтовая экструзия. Метод винтовой экструзии (ВЭ) отличается от известных методов напряженно-деформированным состоянием в образце, а также технологическими возможностями применения (рис. 1.8). ВЭ позволяет аккумулировать большие деформации в металлах, заметно измельчать их микроструктуру и может быть реализована в установках гидроэкструзии для получения прецизионных длинномерных профилей разной формы (прутки, трубы, сверла и др.). Однако она может приводить к появлению сильной нежелательной анизотропии, например, в чистом титане [15].

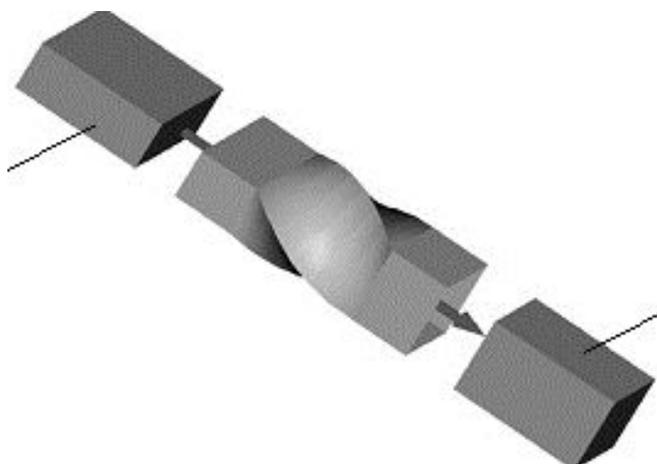


Рис. 1.8. Схема винтовой экструзии

Недостатками известного способа является ограниченный уровень деформационного воздействия за цикл обработки, не позволяющий обеспечить значительные суммарные деформации, а соответственно, сужающий возможности формирования УМЗ структуры материала.

1.1.5. Комбинированная деформационная обработка с волочением со знакопеременным изгибом с вращением. В данной системе осуществляется процесс последовательной комбинированной деформации металла волочением в конусных соосно расположенных и неподвижно закрепленных первой и второй волоках за счет тянущего усилия, создаваемого вращением намоточного устройства (рис. 1.9). При этом одновременно с деформацией волочением в зоне между волоками производят дополнительную деформацию сдвигом, например, за счет вращения системы роликов вокруг продольной оси

металла, обеспечивающей совместный знакопеременный изгиб металла и его вращение вокруг своей продольной оси. Причем в процессе последовательной деформации металла скорости его перемещения в осевом направлении и вращения вокруг своей продольной оси поддерживают постоянными.

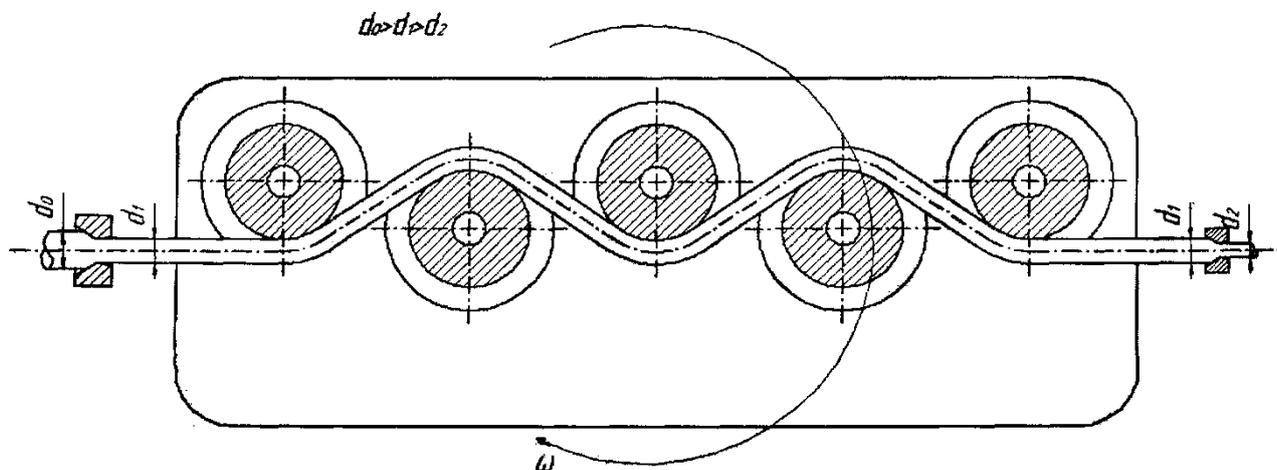


Рис. 1.9. Схема комбинированной деформационной обработки волочением со знакопеременным изгибом с вращением

Была проведена серия экспериментов по изучению эффективности получения УМЗ структуры в проволоке в ходе данного метода деформационного наноструктурирования. В качестве объекта исследований была выбрана высокоуглеродистая проволока из стали марки 75 с исходным диаметром 3 мм. Диаметр первой волокни по ходу движения проволоки составлял 2,85 мм, относительное обжатие 12,7 %. Диаметр второй волокни по ходу движения проволоки составлял 2,7 мм, относительное обжатие 8,2 %.

1.1.6. Электропластическая деформация. Метод электропластической прокатки (ЭПП), впервые использованный сначала для наноструктурирования титанового сплава на основе TiNi [16, 17].

Многоходовая ЭПП (рис. 1.10) проводится в плоских валках или ручьевых калибрах при комнатной температуре с постоянной скоростью прокатки 50 мм/с при регулируемом разовом обжатии по сечению образца.

Плотность ($10\text{--}1000 \text{ А/мм}^2$), частота ($500\text{--}1000 \text{ Гц}$) и длительность ($10\text{--}1000 \text{ мкс}$) импульса тока регулируются генератором и поддерживаются постоянными в процессе прокатки. Импульсный ток от генератора 4 подводится отрицательным полюсом к подающему столу 3 и через образец 2 передается на валки 1.

От положительного полюса на валках ток передается обратно к генератору. Поскольку пропускание тока сопровождается тепловым эффектом, то при ЭПД возможен нагрев образцов, величина которого будет зависеть от параметров и режима импульсного тока.

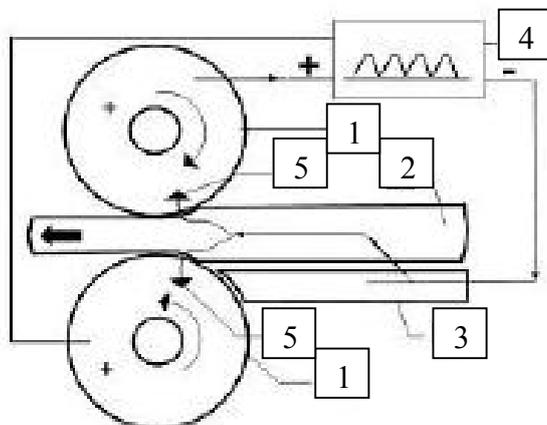


Рис. 1.10. Схема обработки электропластической деформации:
1 – валки; 2 – образец; 3 – подающий стол; 4 – генератор; 5 – направление тока

Теоретические и экспериментальные оценки, выполненные для сплава TiNi показали, что в результате совместного действия деформации и тока при однородном распределении тепла по объему максимальная температура на поверхности образца $T_{\max} \ll T_{\text{рекр}}$. Так, например, при прокатке или растяжении с током T_{\max} , измеренная чувствительным тепловизором, составляет соответственно, 200–250 и 40–50 °С. Это позволяет отнести ЭПД к теплой или даже холодной деформации.

1.1.7. Динамическое канальное-угловое прессование (ДКУП) показано на рис. 1.11. Продавливание образца размером: диаметр 14 мм, длина 65–70 мм и диаметр 30 мм, длина до 200 мм, осуществляется давлением пороховых газов на поршень или за счет запасенной при разгоне кинетической энергии [18].

В данном методе образец продавливается в матрице через два пересекающихся под углом канала (угол пересечения каналов $\Phi = 90^\circ$), с помощью воздействия импульсных источников энергии (горение пороха, электромагнитная энергия). Давление в области пересечения каналов составляет 2–4 ГПа, начальная скорость движения образца 50–300 м/с, скорость деформации достигает 10^3 – 10^5 с⁻¹, процесс деформации длится от 0,5 мкс до 0,5 мс.

В экспериментах по обработке материалов методом ДКУП используются две схемы нагружения заготовок: поршневая и

инерционная. При использовании поршневой схемы деформации продавливание заготовки через каналы осуществляется за счет постоянно действующего давления пороховых газов на поршень, при инерционной схеме нагружения разгон заготовки выполняют до продавливания его через каналы. В этом случае прохождение заготовки через зону пересечения каналов в матрице обеспечивается за счет запасенной при разгоне кинетической энергии. Обработку данным методом можно проводить многократно, используя различные маршруты прессования.

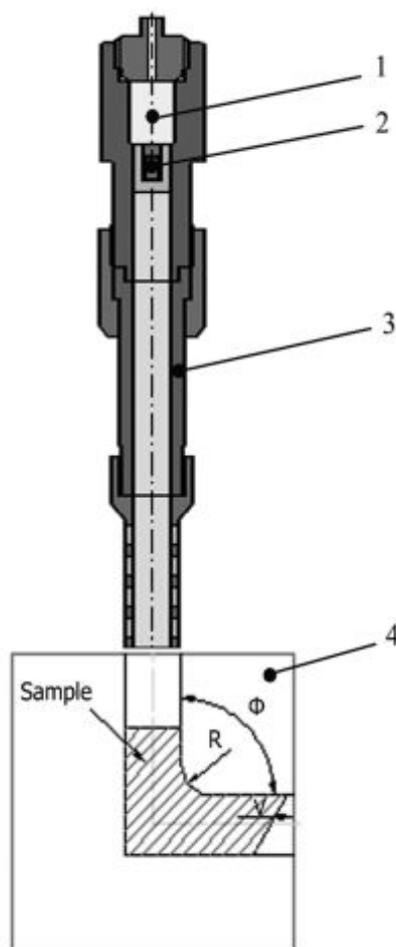


Рис. 1.11. Схема обработки ДКУП:

1 – пороховой заряд; 2 – образец; 3 – ствол;

4 – матрица и образцы алюминиевого сплава диаметром 14 мм после обработки ДКУП

1.1.8. Многократная всесторонняя ковка. Разновидности. Для малопластичных и высокопрочных материалов часто используют метод многократной всесторонней изотермической ковки, лабораторная схема которой представлена на рис. 1.12. Такой метод

позволяет получить массивные заготовки с УМЗ структурой, именно такой подход был впервые предложен Г. А. Салищевым [19].

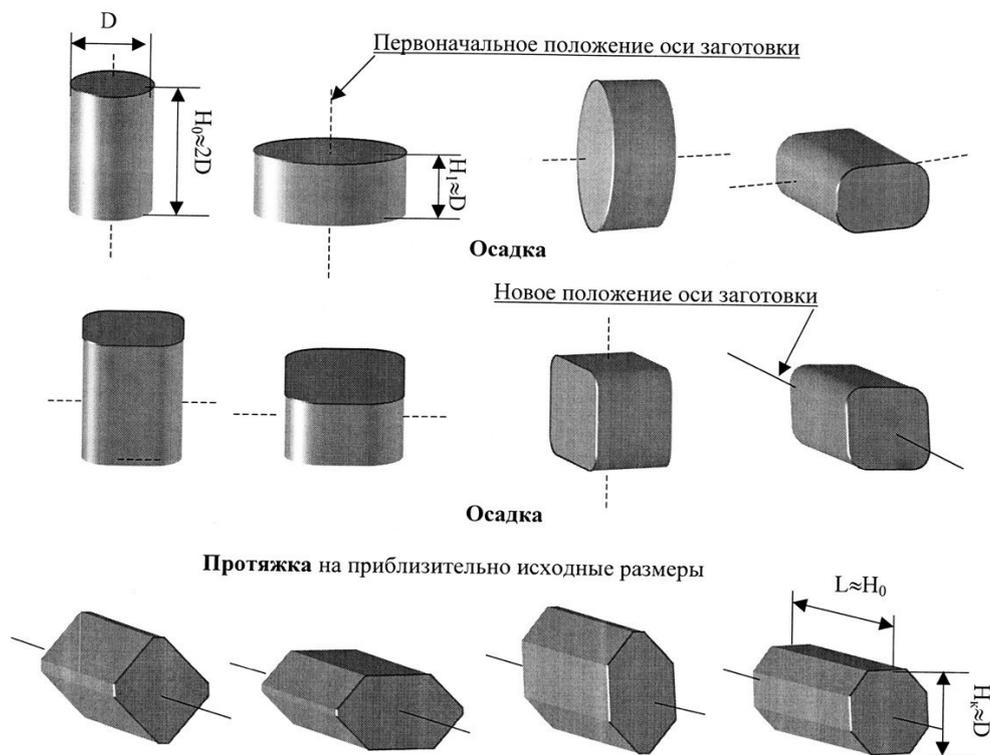


Рис. 1.12. Схема всесторонней изотермическойковки

Всесторонняя ковка – процесс изотермической деформации заготовок при последовательном проведении операций протяжки и осадки. При этом данный процесс проводится при повышенной температуре с поэтапным ее снижением в ходе деформации. Например, в случае обработки технически чистого Ti VT1–00 и двухфазных титановых сплавов VT6, VT8 и VT30 температура деформации снижалась от 700 °С до 400 °С.

Каждый этап обработки состоял из нескольких высотных осадок заготовки со степенью деформации 40–60 % и последующей ее протяжки на исходный размер. Поворот заготовки после каждого цикла осадки осуществляется так, чтобы ось ее симметрии была повернута на 90° по отношению к оси предыдущего цикла. Температурно-скоростной интервал деформации выбирается таким образом, чтобы обеспечить на каждом этапе обработки формирование однородной структуры за счет прохождения в материале фрагментации и динамической рекристаллизации. Важное

преимущество метода состоит в возможности равномерно прорабатывать все стороны заготовки и отсутствии необходимости изготовления специального инструмента для деформирования. Недостатком метода является ограничение степени деформации, вносимой в материал за одну операцию осадки, связанное с необходимостью сохранения начальной формы объемной заготовки.

В отличие от всестороннейковки существует более простой метод многократной осадки или по-другому его еще называют «abc» деформация (рис. 1.13).

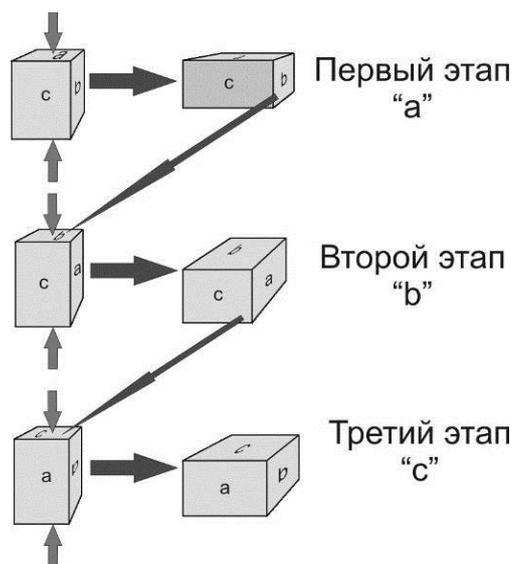


Рис. 1.13. Схема «abc» деформации

Данный метод заключается в многократной осадке заготовки с поворотом заготовки на 90° относительно оси приложения нагрузки. При этом размер образцов выбирается таким образом, чтобы соотношение размеров сторон образца составляло 1,5:1,22:1,0, что позволяет проводить деформацию осадкой с поворотом образца на 90° без изменения геометрических размеров в процессе обработки.

Достоинство этой схемы заключается, во-первых, в простоте реализации, поскольку используется стандартное оборудование, и, во-вторых, в удобстве с методической точки зрения, поскольку есть возможность отслеживать изменение механического поведения материала (регистрация процесса в координатах время и усилие), а деформация может быть прервана в любой момент для анализа микроструктуры.

Каждый из методов ИПД имеет свои преимущества и недостатки. Ни один из них не является универсальным, так как наилучшим образом применим для определенного круга материалов,

и служит для решения определенных задач. Можно сделать вывод, что в зависимости от используемых методов ИПД и параметров их проведения можно формировать различные УМЗ и наноструктурные состояния в объемных материалах. Простота получения в материалах УМЗ и наноструктурных состояний обусловлена тем, что, как правило, они не требуют специальной ТО, за исключением гомогенизации, перед проведением ИПД. Кроме этого, благодаря своей высокой пластичности в исходном состоянии, данные материалы можно подвергать большим деформациям при комнатной температуре, тем самым максимально реализуя условия наиболее благоприятные для получения УМЗ и наноструктурных состояний.

Ниже будут рассмотрены результаты исследований деформированных структур методами ИПД в различных промышленных легких сплавах, которые устанавливают взаимосвязи между условиями проведения обработки ИПД и типом формирующихся структур, чтобы затем установить взаимосвязь между структурными характеристиками и свойствами УМЗ и наноструктурных материалов.

1.2. Микроструктура и свойства объемных наноструктурных материалов

1.2.1. Формирование структуры в титановых сплавах.

Первые наноструктурные образцы из коммерчески чистого титана были получены методом ИПДК и они имели форму тонких дисков толщиной 0,3 мм, диаметром 10 мм [1, 3]. ИПД кручением при давлении 5 ГПа с истинной логарифмической деформацией $e = 7$ была проведена при комнатной температуре и привела к сильному измельчению структуры до наноразмеров (размер зерна около 80 нм). УМЗ структура титана после ИПДК характеризуется сильными искажениями кристаллической решетки, высокой плотностью дислокаций на границах зерен/субзерен. Неоднородный контраст, отчетливо видимый на темнопольных изображениях, свидетельствует о высоких внутренних напряжениях (рис. 1.14). Дифракционные картины демонстрируют множество рефлексов, равномерно расположенных на концентрических окружностях, что типично для УМЗ структуры с высокоугловыми границами зерен (рис. 1.14, *a*).

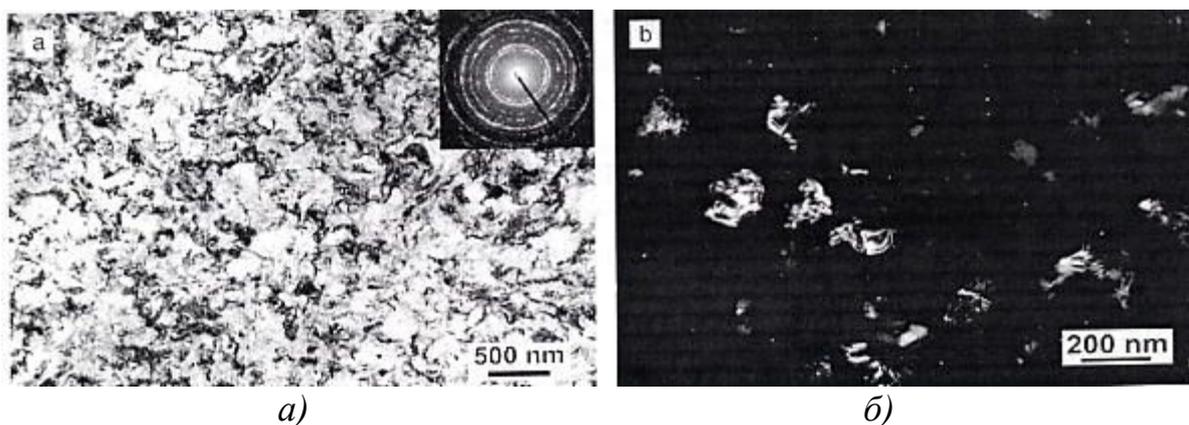


Рис. 1.14. Микроструктура СР Тi после ИПДК:

a – светлопольное (с дифракционной картиной); *b* – темнопольное изображение

Для измельчения структуры в титане был использован также метод многоступенчатой свободнойковки с последовательным снижением температуры в интервале 800–400 °С. Были получены объемные образцы (20×20×40 мм²) со средним размером зерна 200 нм [19]. При этом было показано, что характер измельчения структуры в титане в ходе деформации при высоких (800–750 °С) и низких (450–500 °С) температурах различен.

Также исследовали динамическую рекристаллизацию (ДР) титана в ходе горячей деформации в интервале α -области (650–850 °С), которая сопровождается нетипичным для этого процесса непрерывным упрочнением. Установлено, что на начальной стадии пластического течения в сплаве развивается множественное скольжение, а затем с развитием процессов динамического возврата формируется субзеренная структура. Новые зерна, по-видимому, образуются миграцией участков исходных границ зерен и трансформацией субграниц в результате взаимодействия с решеточными дислокациями в высокоугловые. Новые зерна в ходе деформации подрастают и вновь наклепываются, и акт рекристаллизации повторяется.

В ходе деформации титана при температуре 400 °С новые зерна формируются внутри исходных зерен также путем формирования субзерен с последующим увеличением их разориентировки в соответствии с непрерывным механизмом динамической рекристаллизации. При деформации титана в области пониженных температур (450–550 °С), наряду с образованием зерен путем локальной миграции исходных границ имеет место интенсивное формирование субструктуры в теле зерен. На рис. 1.15 представлена

микроструктура титана ВТ1-00 на начальных этапах деформации ($\epsilon = 15\%$), на которой видно образование широких двойников и протяженных полос, при этом плотность дислокаций достаточно высока ($5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) как в двойниках, так и в матрице.

При дальнейшей деформации внутри двойников и полос образуются поперечные границы, делящие их на участки. Такая структура предшествует образованию равноосных зерен с высокоугловыми разориентировками (рис. 1.15, б).

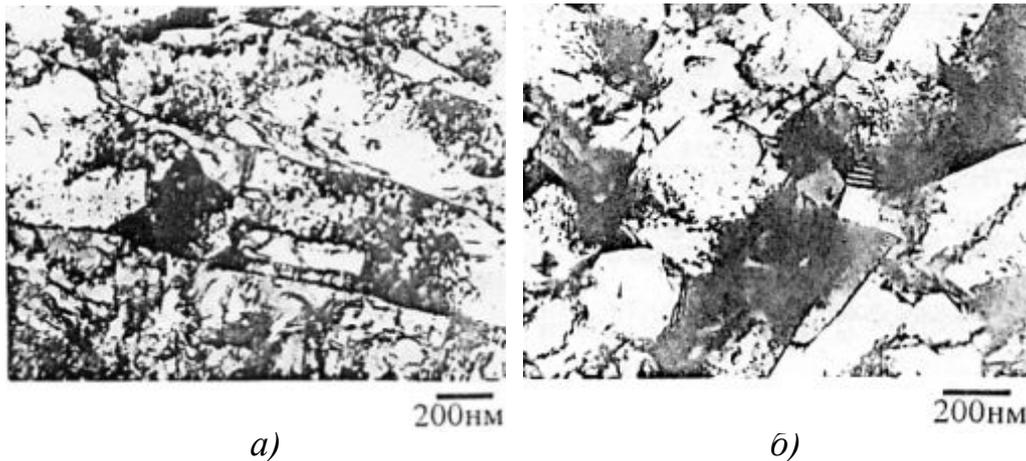


Рис. 1.15. Структура титана ВТ1-00 после деформации при $550\text{ }^\circ\text{C}$:
 а – на начальной стадии деформации $\epsilon = 15\%$; б – после свободнойковки $\epsilon = 80\%$

Таким образом, в результате многоступенчатой обработки свободной ковкой с постепенным снижением температуры в интервале $800\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$ в титане формируется равноосная УМЗ структура с размером зерен около 200 нм , которая представлена на рис. 1.16.

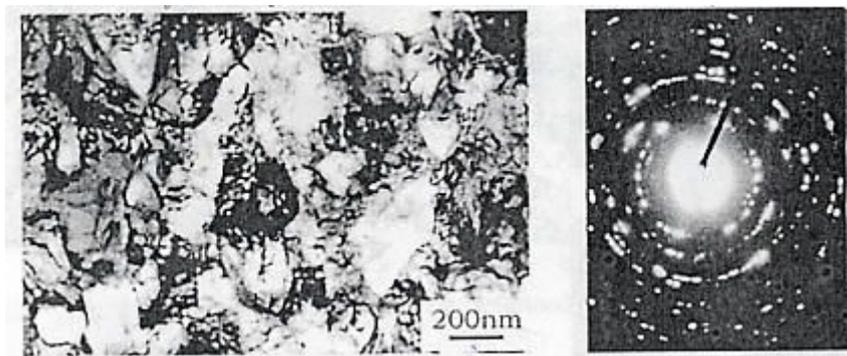


Рис. 1.16. Структура титана ВТ1-00 после свободнойковки постепенным снижением температуры в интервале $800\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$ (светлопольное изображение с дифракционной картиной)

Наблюдаемые на этих участках дифракционные картины имеют вид концентрических колец с четкими отдельными рефлексами, свидетельствуя о большой доле высокоугловых границ зерен в структуре (см. рис. 1.16). Однако присутствие в структуре заготовок рекристаллизованных и нерекристаллизованных областей может являться причиной неравномерного распределения деформации и неоднородности формируемой УМЗ структуры.

К настоящему времени выполнено достаточное количество исследований микроструктуры и механических свойств чистого титана в процессе РКУП, в результате деформации простого сдвига позволяющего формировать УМЗ структуру в объемных заготовках без изменения их геометрических размеров [1, 3]. При этом весьма важными для формирования структуры и свойств являются такие технические параметры, как угол пересечения каналов в штамповой оснастке, маршрут движения заготовки через каналы, число циклов обработки, температура деформации. Наибольшую деформацию обеспечивает угол между каналами 90° , при котором накопленная деформация за 1 проход составляет $e = 1$. Были исследованы особенности микроструктуры, формирующейся в титане в результате РКУП при температуре 400°C по трем различным маршрутам: *A*, *B* и *C* после 1 и 2-х проходов. ПЭМ исследования образцов после первого прохода показали, что деформация происходит преимущественно двойникованием (рис. 1.17). Во время второго прохода механизм деформации изменился на дислокационное скольжение. При РКУП по маршруту *C* призматическое (*a*) и пирамидальное (*c+a*) скольжение встречается наряду с полосами двойников. Для маршрута *B* призматическое (*a*) скольжение является основным механизмом деформации. Для маршрута *A* деформация контролируется базисным скольжением и микродвойникованием в перемежающихся полосах двойников. Такие различия в деформационном поведении титана были интерпретированы формирующейся текстурой во время первого прохода и различными значениями фактора Шмидта для скольжения в течение последующей деформации. Полученные результаты предполагают, что текстура, формирующаяся во время первого прохода и определяющая сдвиговые напряжения для каждой системы скольжения, также влияет на деформационный механизм во время второго прохода РКУП, и, таким образом, должна быть внимательно

рассмотрена при анализе структурообразования в титане в ходе РКУП.

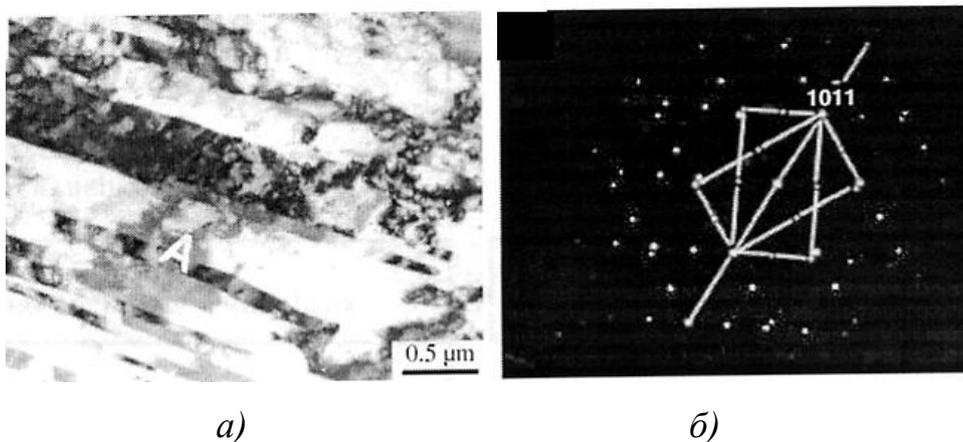


Рис. 1.17. Микроструктура (а) и электронограмма чистого титана (б) после одного прохода РКУП. ПЭМ

Также было исследовано влияние маршрутов РКУП на микроструктуру и свойства чистого титана. Были исследованы заготовки после 8 проходов РКУП при температуре 450–400 °С. Установлено, что маршрут B_c наиболее эффективен для измельчения и получения равноосной УМЗ структуры в титане, в то время как при маршруте B_A и C зерна имели удлиненную форму (рис. 1.18, б). В результате многопроходной обработки РКУП была получена структура с равноосными зернами размером около 260 нм (рис. 1.18, а). В целом, все полученные структуры характеризуются высокой плотностью дислокаций. На дифракционных картинах присутствуют множество рефлексов, распределенных по окружности, что свидетельствует о преобладании высокоугловых границ зерен. Отдельные рефлексы расщеплены, что может быть причиной наличия малоугловых границ зерен. Обобщая представленные выше результаты, можно сказать, что в чистом титане возможность формирования УМЗ структуры методами ИПД показана многими исследованиями [1, 3, 20–22]. При этом особенности формирующейся УМЗ структуры в титане, такие как высокая плотность дислокаций, повышенные внутренние напряжения, высокоугловые разориентировки границ зерен, имеют общие черты с другими металлами. Однако следует подчеркнуть, что титан, имеющий ГПУ решетку в отличие от ГЦК и ОЦК металлов, имеет некоторые особенности действующих механизмов измельчения структуры в процессе ИПД. Для таких металлов как Al, Cu, Fe, Ni эволюция

структуры в ходе ИПД связана с образованием на ранних стадиях пластической деформации дислокационных ячеистых структур преимущественно с малоугловыми границами. С увеличением степени накопленной деформации происходит уменьшение среднего размера ячеек, увеличение их разориентации на границах ячеек. В результате трансформации ячеистой структуры в зеренную формируется однородная ультрамелкозернистая структура с высокоугловыми границами.

В ГПУ Ti значительную роль в измельчении структуры играет двойникование, которое было обнаружено на начальных стадиях пластической деформации при всесторонней ковке и после первых проходов РКУП. Причинами, ведущими к двойникованию в процессе пластической деформации титана, являются не только низкая энергия дефекта упаковки, но и низкая симметрия кристаллической решетки титана. В α -титане сначала скольжение распространяется вдоль оси $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ на $\{0001\}$ и $\{10\bar{1}1\}$ плоскостях (a – скольжение) и вдоль $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ на $\{10\bar{1}1\}$ и $\{11\bar{2}\bar{2}\}$ плоскостях ($a+c$ скольжение). Именно внебазисное $a+c$ скольжение способствует деформации двойникованием. Очевидно, двойникование в зернах титана на начальных стадиях деформации является преимущественным, а при ИПД двойники играют важную роль в фрагментации структуры и формировании новых межзеренных границ.

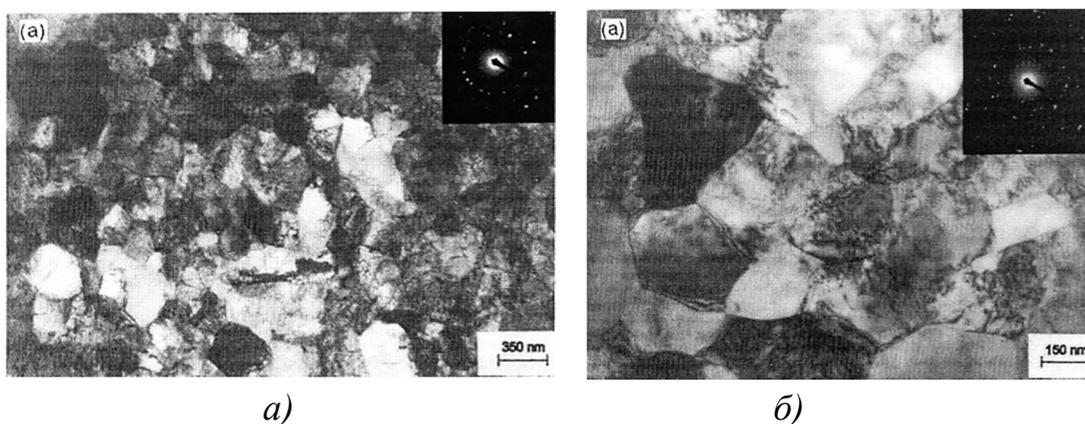


Рис. 1.18. Микроструктура титана после 8 проходов РКУП по различным маршрутам, поперечное сечение:
a – маршрут Bc; *б* – маршрут Ba

Сравнивая результаты измельчения структуры титана разными методами ИПД, важно отметить, что большое влияние на размер формирующихся зерен влияет схема деформации, температура,

приложенные усилия при обработке. ИПДК имеет преимущество перед другими методами ИПД в связи с возможностью формирования нанометрического размера зерна (менее 100 нм). Однако пока данный способ ИПД может быть реализован лишь на образцах малого размера. Методы всестороннейковки и РКУП позволяют получать массивные заготовки, но с размером зерна 200 нм и более. При этом важным преимуществом РКУП перед всестороннейковкой является более однородное измельчение структуры в заготовке и большая эффективность процесса, что важно для достижения высоких свойств и практического использования УМЗ материалов.

Рассмотрим теперь результаты исследования механических свойств УМЗ титана, полученного разными методами ИПД.

Экспериментальные результаты свидетельствуют, что прочность титана увеличивается с его измельчением в соответствии с известным соотношением Холла-Петча (табл. 1.1).

Таким образом, суммируя имеющиеся результаты исследований механического поведения УМЗ титана можно заключить, что сильное измельчение структуры методами ИПД позволяет значительно повысить его прочность, величина которой достигает уровня высоколегированных титановых сплавов. УМЗ титан, изготовленный методами ИПД, демонстрирует хороший потенциал для повышения усталостной прочности, которая является одним из наиболее важных требований для перспективных конструкционных применений [20–22].

Таблица 1.1

Данные механических свойств УМЗ титана, полученного разными способами ИПД

Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_{-1} МПа
Исходное горячекатанное, размер зерна 15 мкм	460	380	26	240
ИПДК(5 ГПа), размер зерна 100 нм	950	790	14	–
РКУП, размер зерна 0,28 мкм	710	640	14	403
Всесторонняя ковка, размер зерна 0,15 мкм	710	635	14	–

Одним из технических подходов, позволяющих получать прутки различной длины с УМЗ структурой, является комбинация РКУП и последующих традиционных методов обработки давлением, таких

как прокатка, волочение, экструзия и др. Ранее в ряде работ была показана роль РКУП в комбинации с холодной прокаткой. В частности, под действием холодной прокатки обычного крупнозернистого (КЗ) титана измельчение структуры происходит в основном за счет двойникования (рис. 1.19). Структура содержит двойники (шириной более 500 нм) и лежащие в плоскости $(01\bar{1}2)$, и содержащие повышенную плотность дислокаций. По мере увеличения степени прокатки (от 15 до 88 %) происходит трансформация такой субзеренной структуры и образование в основном малоугловых (МУГ) границ зерен. Как следствие, измельчение структуры после холодной прокатки ведет к повышению прочности и заметному снижению пластичности.

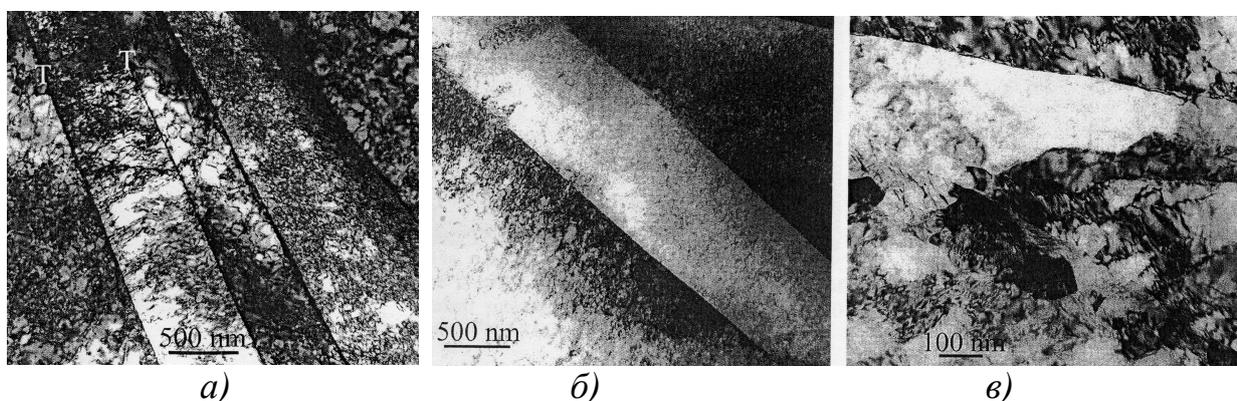


Рис. 1.19. Микроструктуры крупнозернистого титана после деформации прокаткой:

a – 18 %, *б* – 45 % и *в* – 88 % соответственно

Комбинация РКУП и холодной прокатки в титане ВТ1-0 приводит к более значительному измельчению структуры еще на стадии РКУП, и в поперечном сечении прутка после прокатки размер зерен может достигать 120 нм, форма которых близка к равноосной. Однако в продольном сечении заготовки происходит формирование вытянутых вдоль направления деформации прокаткой зерен, которые фрагментированы и содержат значительное число дислокаций и других дефектов кристаллической решетки, при этом формируются преимущественно малоугловые границы зерен. В прутках, полученных с использованием РКУП и последующей холодной прокатки, была достигнута очень высокая прочность, превышающая прочность обычного титана почти в 2 раза, но при ограниченной пластичности (9 %), что может негативно повлиять на его конструкционные свойства, в частности, на сопротивление усталости.

Из условия стабильности пластической деформации следует, что улучшение пластичности возможно за счет повышения скоростной чувствительности к напряжению и/или за счет увеличения способности к деформационному упрочнению. Повышение скорости деформационного упрочнения способствует сдерживанию ранней локализации деформации и приводит к увеличению равномерного удлинения при растяжении образцов. С другой стороны, формирование УМЗ структур с преимущественно большеугловой разориентацией зерен благоприятствует развитию зернограничного проскальзывания в процессе деформации, и также увеличивает пластичность материала. Поэтому при определении режимов РКУП и последующих термомеханических обработок основное внимание уделяется таким параметрам структуры, как размер и форма зерна, дислокационная субструктура, состояние границ зерен, влияющих на механическое поведение сплавов.

Также исследован метод получения полуфабрикатов из технически чистого титана Grade 2 и Grade 4 диаметром 6–8 мм и длиной до 1 м, с использованием комбинированных схем ИПД, термических и термомеханических обработок кузнечной протяжкой, прокаткой, волочением [20–22]. Предложенная авторами универсальная технологическая схема позволяет получить наноструктурные титановые полуфабрикаты, прочность которых в 2,5 раза превышает прочность титана в отожженном состоянии. Усталостная прочность таких титановых прутков достигала 450 МПа по сравнению с 240 МПа в отожженном прутке.

Ранее было показано, что основная роль в технологической схеме обработки принадлежит РКУП, в результате которого упрочнение достигается за счет интенсивного измельчения структуры. Сохранение достаточной пластичности УМЗ титана после РКУП позволяет провести формообразующие операции термомеханической обработки, которые способствуют дополнительному измельчению зеренной структуры заготовки и формированию высокой плотности дислокаций. В итоге в полуфабрикате из технически чистого титана длиной до 1 м обеспечивается формирование однородной УМЗ структуры с размером зерна для сплава Grade 2 – около 70 нм, а для сплава Grade 4 – около 150 нм (рис. 1.20). Такие длинномерные наноструктурные

титановые прутки, полученные комбинированными методами с использованием ИПД, являются, прежде всего, полуфабрикатами для производства медицинских имплантатов.

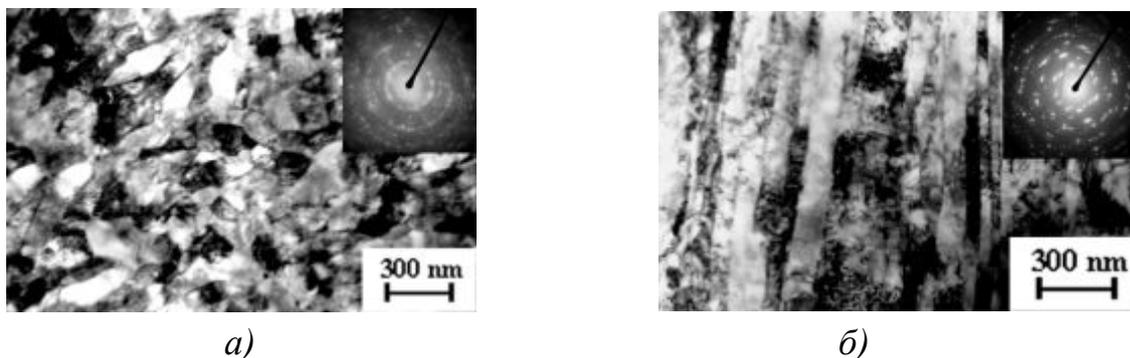


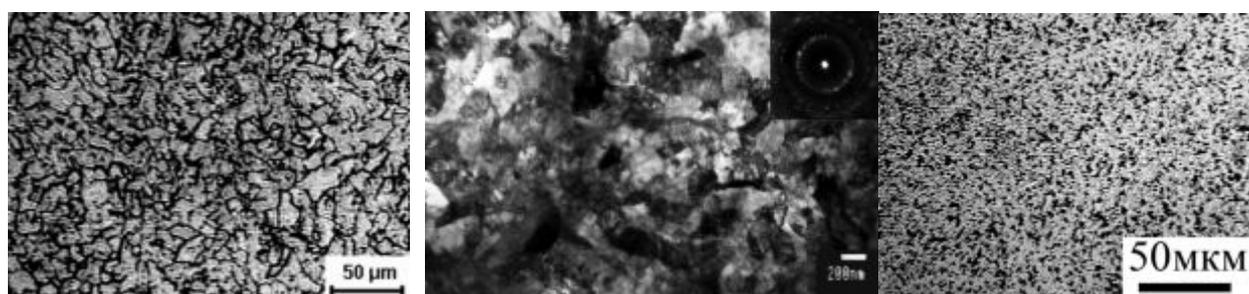
Рис. 1.20. Микроструктура CP-Ti Grade 2 после РКУП прохода + многопереходной ковки и последующего волочения:
а – поперечное сечение; б – продольное сечение

Структурные исследования полученных титановых прутков, показали значительное уменьшение размера зерна с 25 мкм (рис. 1.21, а) в состоянии поставки до 100–150 нм в поперечном сечении прутков после ИПД – технологии (рис. 1.21, б и 1.21, в). В продольном сечении наблюдается некоторое удлинение зерен, содержащих дислокационную субструктуру. На приведенной ПЭМ дифракционной картине (рис. 1.21, в), видно, что УМЗ структура содержит преимущественно высокоугловые границы зерен с неравновесной структурой, ведущей к повышению энергии межзеренных границ. Такая структура, однородная по всей длине прутков, явилась следствием оптимизации маршрутов и режимов как РКУП, так и последующей термомеханической обработки.

В табл. 1.2 представлены усредненные результаты механических испытаний при комнатной температуре образцов наноструктурного титана, вырезанных по длине прутка, после комбинированной обработки, включая ИПД и последующие термомеханические обработки. Разброс значений временного сопротивления разрыву и относительного удлинения в середине и на концах прутка не превышает 3 %, что подтверждает однородность сформированной в полуфабрикате УМЗ структуры. При этом прочность полученных прутков из наноструктурного титана при комнатной температуре более чем в 1,5 раза превышает прочность титана в состоянии поставки. Пластичность таких прутков значительна и составила 11 %.

Повышение прочности наноструктурного титана без резкого снижения пластичности весьма важно и не характерно для обычной прокатки или волочения.

С целью снижения внутренних напряжений в прутке и дополнительного повышения пластичности без снижения прочности был использован отжиг УМЗ полуфабрикатов. При этом было установлено, что наилучшее сочетание прочности и пластичности было достигнуто после отжига 350 °С. Образцы после отжига демонстрируют не только повышение относительного удлинения, но и равномерного удлинения, что характеризует уменьшение склонности к локализации деформации.



а)

б)

в)

Рис. 1.21 Микроструктура технически чистого титана Grade 4:
а – исходная, крупнозернистая заготовка; б, в – после РКУП + ТМО.
(Оптическая и просвечивающая электронная микроскопия соответственно)

Таблица 1.2

Механические свойства наноструктурного титана

№ п/п	Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	δ_p , %
1	Состояние поставки (КЗ) (сертификат)	700	530	25	–
2	УМЗ состояние (РКУП + ТМО)	1240	1200	12	1,6
3	УМЗ состояние (РКУП + ТМО + отжиг 350 °С, 6 ч)	1235	1085	13	5,1
4	Ti – 6 Al – 4 V ELI	940	840	16	–

Для формирования субмикроструктурной (СМК) структуры в сплаве ВТ6 использовали всестороннюю ковку, предложенную Г. А. Салищевым с сотрудниками [19]. Однако в виду низкой деформируемости титановых сплавов данная обработка была

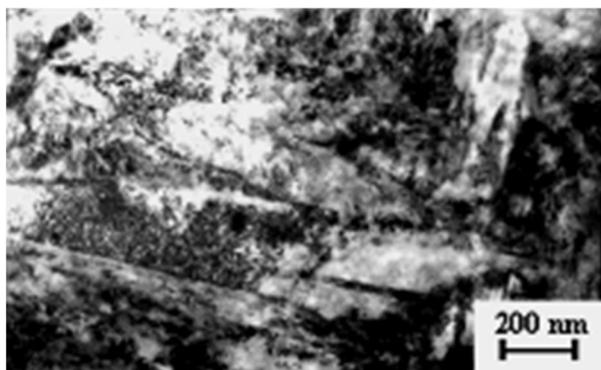
возможна только при повышенных температурах. При этом одним из условий получения субмикронного размера зерна было использование исходной мартенситной или мелкоглобулярной структуры. Это позволило сформировать однородную по сечению СМК структуру в объемных заготовках с размером зерна 0,4 мкм.

РКУП обработка сплава ВТ6 имеет определенные трудности, связанные с особенностями напряженно-деформированного состояния при деформации простым сдвигом [20–22]. При этом на структуру и свойства сплава большое влияние оказывают температура обработки, угол пересечения каналов в штампе, морфологические особенности исходной структуры. Также большое внимание было уделено повышению уровня накопленной деформации, что привело к более интенсивному измельчению структуры сплава. Данная задача была успешно решена путем повышения деформируемости заготовок за счет применения штамповой оснастки с увеличенным углом пересечения каналов $\varphi = 120^\circ$ ($e_i \sim 0,7$) и 135° ($e_i \sim 0,5$) по сравнению с ранее использованным $\varphi = 90^\circ$ ($e_i \sim 1$), что позволило снизить интенсивность деформации за один проход. На основе экспериментальных исследований были выбраны температуры деформации ниже температуры рекристаллизации в интервале 600–700 °С, обеспечивающие удовлетворительную технологическую пластичность.

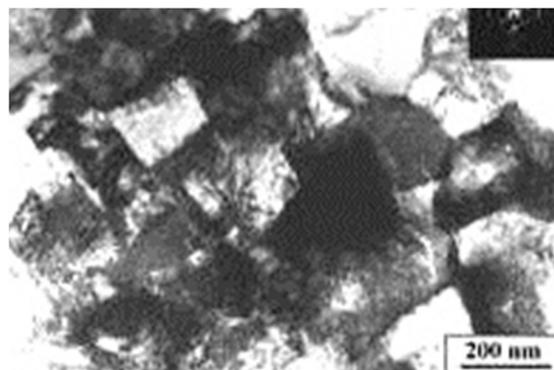
При анализе влияния угла пересечения каналов (φ) в оснастке РКУП на характер измельчения структуры в заготовках на примере сплава ВТ6 было выявлено, что формирование наиболее однородной микроструктуры обеспечивается оснасткой с $\varphi = 120^\circ$ в сравнении с микроструктурой в заготовке на оснастке с $\varphi = 135^\circ$. Наблюдается также влияние морфологии первичной α -фазы на механизмы измельчения структуры при РКУП. В случае глобулярной структуры (в сплаве ВТ6 размер глобулей α -фазы 3–5 мкм) при малых степенях деформации ($e \sim 0,7$) большая часть глобулей разбивается на тонкие фрагменты за счет двойникования, при этом длина двойников может совпадать с размером частицы α -фазы (рис. 1.22, а).

С ростом степени деформации при последующих проходах РКУП ($e \geq 2$) дальнейшее измельчение глобулярных частиц α -фазы связано с развитием двойникования и накоплением дислокаций. При больших степенях деформации ($e \geq 6$) границы бывших двойников и субзерен трансформируются в большеугловые (рис. 1.22, б).

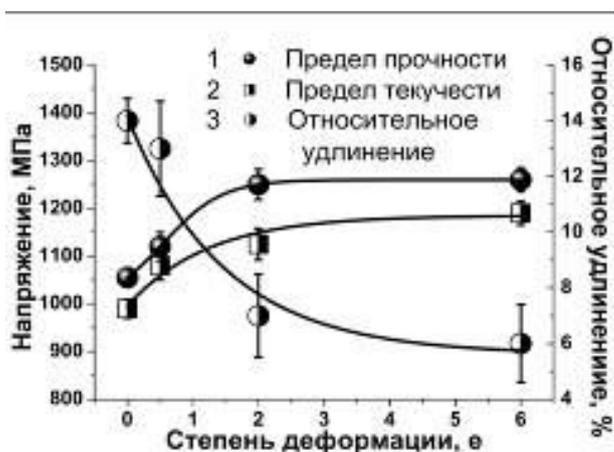
О появлении большеугловых разориентировок после 12 проходов РКУП свидетельствовало увеличение количество рефлексов и их более равномерное распределение по концентрическим окружностям на электронограммах, что является характерным для многих УМЗ металлов, полученных ИПД. Размер зерен/субзерен α -фазы в структуре после РКУП варьировался от 300 до 600 нм; на отдельных участках между субграницами наблюдали высокую плотность решеточных дислокаций, которая достигала 10^{14} м^{-2} .



a)



b)



в)

Рис. 1.22. Микроструктура сплава ВТ6 после 1 прохода РКУП (a); микроструктура сплава ВТ6 после 12 проходов РКУП (б); влияние степени деформации (числа проходов) в процессе РКУП ($T = 700 \text{ }^\circ\text{C}$, $\varphi = 135^\circ$) на механические свойства заготовок из сплава ВТ6 (в)

Еще одной особенностью измельчения структуры сплава ВТ6 в ходе РКУП является изменение морфологии β -фазы. В исходном горячекатаном состоянии β -фаза (по результатам РСА ее объемная доля не превышает 15 %) расположена в виде прослоек, которые образуют связный каркас в структуре. В результате РКУП прослойки

β -фазы локализуются в обособленных участках, при этом по данным РСА ее доля уменьшается до 10 %. Наблюдали также изменение параметров кристаллической решетки β -фазы с увеличением степени деформации в ходе РКУП, что, по-видимому, обусловлено диффузионным перераспределением алюминия и ванадия в α - и β -фазах.

Комбинирование ИПД с традиционными методами деформации прокатки, протяжки, волочения и др. является одним из способов получения полуфабрикатов и изделий требуемых габаритов. Данный подход был успешно использован для технически чистого титана, при получении крупногабаритных заготовок из сплава ВТ6 с СМК структурой, прутковых наноструктурных полуфабрикатов волочением и теплой прокаткой, листовой прокаткой.

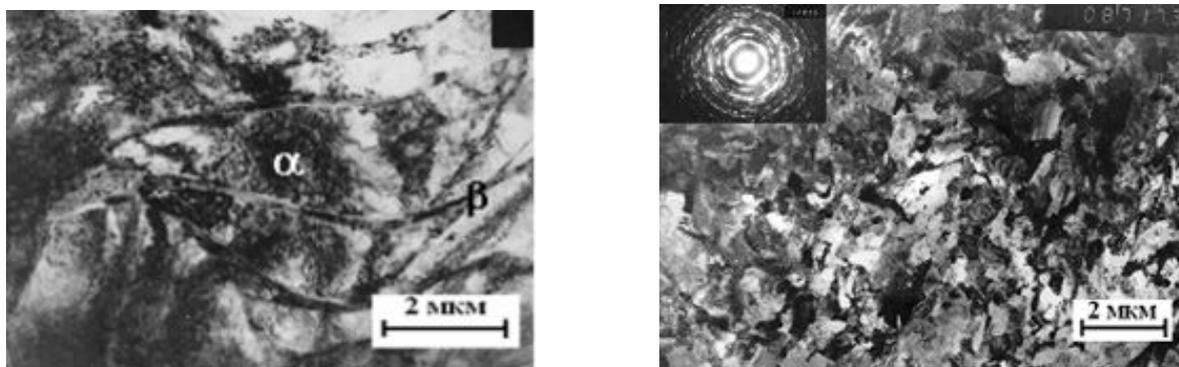
Как известно, формирование при ИПД наноструктуры с неравновесными большеугловыми границами в металлах и сплавах приводит к качественным изменениям процессов структурообразования при последующем деформировании. В частности, в этом случае, становится возможным реализация специфических механизмов деформации, например, зернограничного проскальзывания, что способствует повышению деформационной способности материала и дополнительному измельчению микроструктуры. Таким образом, комбинирование ИПД и последующей пластической деформации может быть еще одним способом управления структурой материала и, соответственно, механическими свойствами.

Было показано влияние РКУП на характер измельчения микроструктуры сплава ВТ6 при последующей теплой прокатке по схеме *овал – квадрат* при температурах в интервале 450–650 °С. Прутки прокатывали до появления первых трещин. В результате вытяжка составила 70, 140, 125 и 110 % после прокатки при 450, 550, 625 и 650 °С, соответственно. Для сравнения исходный горячекатаный пруток (с глобулярной структурой) также подвергали прокатке при 450 °С.

Было установлено, что в структуре сплава в состоянии поставки после прокатки при 450 °С формоизменение глобулярной α -фазы идет преимущественно множественным скольжением без значительного вклада двойникования, что обуславливает незначительное измельчение структуры. Фрагментация зерен α -фазы

сопровождается, в основном, образованием субзеренных дислокационных границ с малоугловыми разориентировками. β -фаза сохраняет преимущественную морфологию в виде прослоек, но в результате деформации их толщина уменьшается (рис. 1.23, а).

Иная картина наблюдалась, если перед прокаткой при 450 °С проводили РКУП. При прокатке при 450 °С аккомодация напряжений в α -фазе при деформации оказывается затрудненной, и она реализуется с помощью двойникования и скольжения. При этом наблюдается интенсивное перераспределение дислокаций с образованием характерной ячеистой структуры. β -фаза остается локализованной в отдельных объемах, где протекает ее распад с образованием дисперсных частиц вторичной α -фазы. Повышение температуры прокатки до 550 °С способствовало развитию процессов возврата и полигонизации в деформированной структуре (после РКУП) за счет перераспределения дислокаций и формирования более совершенной субзеренной и зеренной структуры с тонкими границами с преимущественно большеугловыми разориентировками (рис. 1.23, б).



а)
б)
Рис. 1.23. Микроструктуры сплава ВТ6:
а – после прокатки при температуре 450 °С;
б – после РКУП при 700 °С и прокатки при 550 °С. ПЭМ

В микроструктуре продольного сечения заготовки наблюдали вытягивание субзерен α -фазы вдоль направления деформации. При этом фрагментация α -фазы была неравномерна: были видны мелкие субзерна размером в среднем 200 нм и отдельные крупные зерна/субзерна размером 500 нм с внутренней дислокационной субструктурой. Равномерно расположенные по кольцам рефлекссы на дифракционных картинах, снятых с этих участков, свидетельствовали

о появлении большеугловых границ (см. рис. 1.24). Отжиг наноструктурного сплава при 500 °С привел к заметным структурным изменениям. В частности, наряду с сохранением ультрамелкого размера зерна α -фазы (в среднем до 250 нм), в структуре наблюдали зерна равноосной формы с более тонкими равновесными границами (рис. 1.24, а).

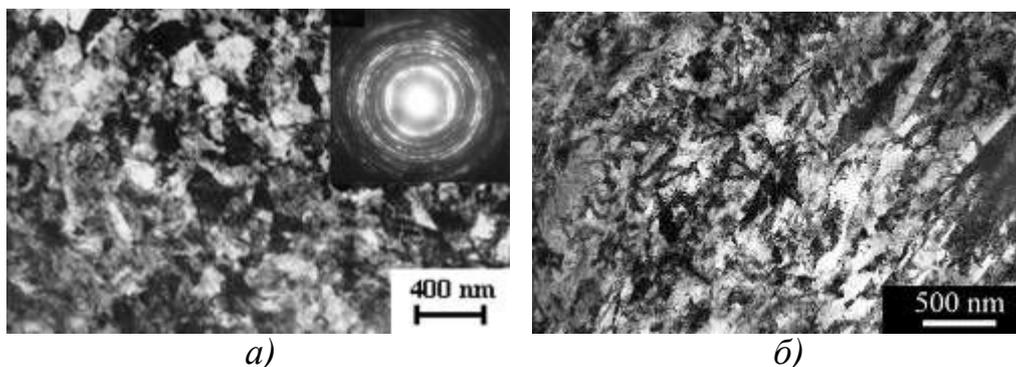
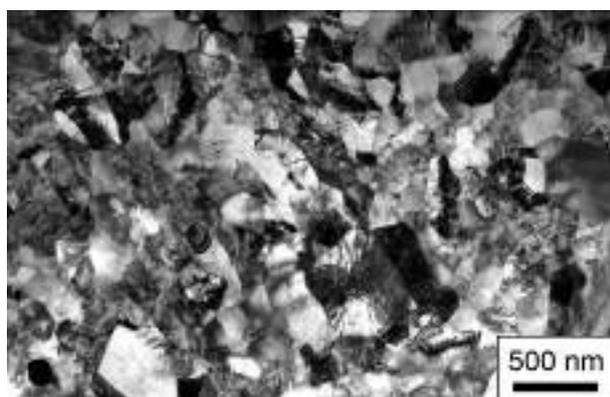
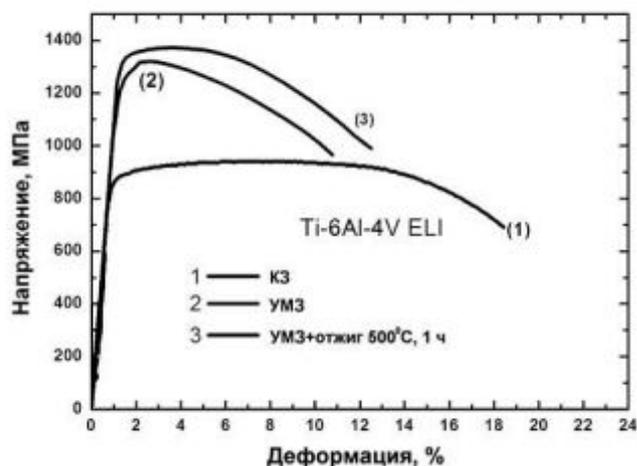


Рис. 1.23. На рисунке показаны микроструктуры сплава Ti – 6 Al – 4 V ELI после РКУП и экструзии:

а – поперечное сечение заготовки; б – продольное сечение заготовки. ПЭМ



а)



б)

Рис. 1.24. Микроструктура наноструктурного сплава Ti-6Al-4V после отжига при температуре $T = 500$ °С (а); кривые растяжения образцов до и после отжига (б)

Таким образом, проведенные структурные исследования показали, что особенности распределения β - и α -фаз, их морфологическое строение во многом определяют характер структурных превращений в ходе РКУП и последующих деформационных обработок (экструзией, прокаткой). Эволюция УМЗ

структуры в ходе комбинированной обработки связана с различными процессами, в том числе, дополнительной фрагментацией скольжением и двойникованием, возвратом и полигонизацией, распадом β -фазы.

1.2.2. Механические свойства титановых сплавов.

Формирование наноструктурного состояния в технически чистом титане и сплаве ВТ6 методом ИПДК, когда размер зерен достигает 80 нм, позволяет получить рекордно высокую прочность. В частности, предел прочности сплава после ИПДК достигал значений 1750 МПа, но пластичность была настолько мала, что сплав становился очень хрупким [20].

Получение в сплаве ВТ6 субмикронного размера зерен (0,4 мкм) после всесторонней ковки увеличивает прочность до 1360 МПа, что примерно на 25–30 % выше, чем в исходном крупнозернистом состоянии. Однако, наблюдаемый прирост прочности существенно меньше, чем, например, при переходе к СМК структуре в чистом титане, когда было отмечено увеличение предела текучести более чем в 2 раза. Прочность сплава ВТ6 после РКУП также увеличивается в среднем на 30 % (рис. 1.22, в), что заметно ниже по сравнению с упрочнением после РКУП чистого титана (почти в 2 раза). Это обусловлено, по-видимому, тем, что в обоих рассмотренных методах обработки интенсивная пластическая деформация проводилась в условиях теплой или горячей деформации. Это снижает возможности получения высоких механических характеристик, которые были реализованы в сплаве методом ИПДК при комнатной температуре. Вследствие этого рациональным подходом для получения высокопрочного состояния в титане и его сплавах является применение комбинации РКУП с последующей деформацией при более низких температурах традиционными методами, например, прокаткой, волочением или экструзией,

Для двухфазного сплава ВТ6 была использована комбинация РКУП и теплой прокатки, при этом заметное влияние на уровень механических свойств после прокатки оказывает исходная морфология α и β -фаз. Было показано, что после теплой прокатки сплава ВТ6 с исходной глобулярной структурой в заготовках формируется преимущественно субзеренная с малоугловыми границами структура, в которой β -фаза сохраняла морфологию в виде межфазных прослоек и привела к повышению прочности до

1300 МПа с относительным удлинением 9 %. При этом проведение перед прокаткой обработки методом РКУП позволило увеличить деформационную способность сплава по сравнению с прокаткой обычного крупнозернистого сплава. В частности, значения коэффициента вытяжки при температуре 450 °С составляли 70 % без РКУП и 140 % с РКУП обработкой, соответственно. Более того, после РКУП и прокатки при $T=550$ °С формирование более совершенной структуры, состоящей из α и β зерен с тонкими границами и преимущественно большеугловыми разориентировками, привело к повышению прочности до $\sigma_b = 1430$ МПа с относительным удлинением около $\delta = 7$ %.

Экструзия заготовок из сплава ВТ6 после РКУП также приводит к дополнительному упрочнению. В частности, его прочность достигала 1510 МПа при относительном удлинении не менее 10 %. Полученные в данном сплаве прочностные характеристики заметно превышают уровень механических свойств после упрочняющей термообработки, когда предел прочности достигает 1200 МПа при относительном удлинении 9 % [20].

Таким образом, последующие после РКУП деформационные обработки способствуют дополнительному измельчению микроструктуры с образованием развитой субструктуры, увеличению плотности дислокаций, которые реализуют в совокупности зернограницный, субструктурный и дислокационный вклад в упрочнение материала. Вместе с тем экспериментальные результаты показывают, что УМЗ титановые сплавы, как и многие другие металлы и сплавы, полученные методами ИПД, демонстрируют пониженную пластичность. Одной из основных причин пониженной пластичности УМЗ материалов является их восприимчивость к локализации пластического течения, которая часто наблюдается как при монотонной, так и циклической деформации в виде полос сдвига, которые являются зародышами последующего разрушения.

Из условия стабильности пластической деформации следует, что улучшение пластичности возможно за счет повышения скоростной чувствительности к напряжению течения и/или за счет увеличения способности к деформационному упрочнению. Повышение скорости деформационного упрочнения способствует сдерживанию ранней локализации деформации и приводит к увеличению равномерного удлинения при растяжении образцов.

Для УМЗ Ti одним из эффективных подходов повышения пластичности является формирование высокой фракции большеугловых границ (БУГ) в УМЗ структуре. БУГ способствуют вовлечению в деформацию механизма зернограничного проскальзывания и дают вклад в деформационное упрочнение в течение пластической деформации, которая ведет к повышению пластичности. Недавно было обнаружено одновременное повышение прочности и пластичности в УМЗ Ti Grade 4, полученном комбинацией РКУП и волочения, после отжига при $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$. При этом повышенная пластичность УМЗ титана после отжига характеризовалась также увеличением равномерного удлинения (до и после отжига 1,5 и 5 %, соответственно). Очевидно, снижение при отжиге плотности дислокаций и увеличение объемной доли большеугловых границ создают условия для эффективного накопления дислокаций в процессе деформации материала и повышают способность к деформационному упрочнению, о чем косвенно свидетельствует увеличение равномерного удлинения образцов. Дополнительное повышение прочности УМЗ титана после отжига, как было показано в данной работе, можно объяснить выделением сегрегаций примесей на границах обнаруженных по результатам пространственной томографии. Они затрудняют зарождение дислокаций, тем самым увеличивая предел текучести материала.

Подобные закономерности были выявлены также после отжига двухфазного УМЗ сплава Ti – 6 Al – 4 V ELI, полученного РКУП и экструзией. Изменение микроструктуры сплава после отжига при $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ сопровождалось трансформацией малоугловых дислокационных границ в большеугловые, что привело к увеличению доли равноосных ультрамелких зерен α -фазы с низкой плотностью решеточных дислокаций и тонкими равновесными границами. Это способствовало увеличению равномерного удлинения с 2 % после ИПД обработки до 5 % после отжига с сохранением высокой прочности на уровне 1400 МПа (рис. 1.24, б) [20].

Таким образом, ультрамелкозернистые титановые материалы, полученные методами ИПД, обладают высокими механическими свойствами при комнатной температуре. Вместе с тем, пока мало работ по их эксплуатационным свойствам при повышенных температурах, хотя сплавы типа Ti – 6 Al – 4 V, принадлежащие к

двухфазным $\alpha+\beta$ титановым сплавам, наиболее широко используются в авиации и двигателестроении для деталей, которые эксплуатируются в широком диапазоне температур.

1.2.3. Формирование структуры в алюминиевых сплавах.

Детальные исследования УМЗ структуры алюминиевых сплавов после ИПДК, используя высокоразрешающую просвечивающую электронную микроскопию (ВРЭМ), показали, что границы зерен обычно неравновесны и содержат периодические, ступенчатые образования из фасеток и других зернограничных дефектов (рис. 1.25) [23].

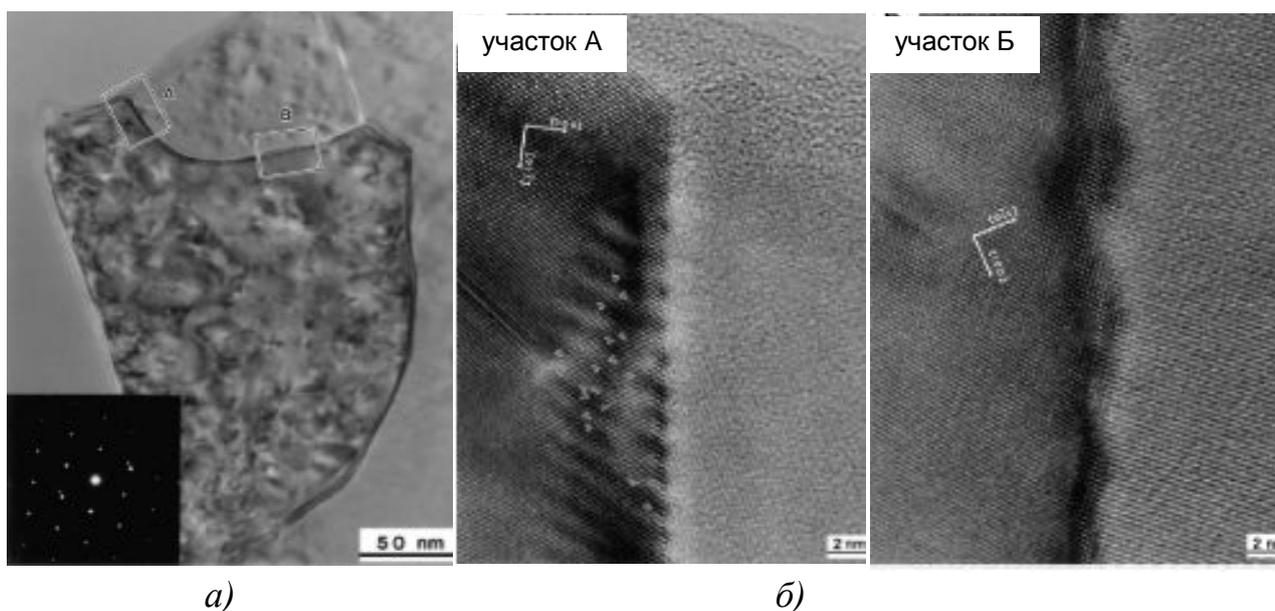


Рис. 1.25. Микроструктура алюминиевого сплава Al – 3 % Mg после ИПДК:
а – ВРЭМ; б – скопление дислокаций вдоль границы зерна

Каждая фасетка содержала около 4–5 атомных слоев, а плотность фасеток весьма высока и составляет примерно 10^9 м^{-1} . На изображениях атомных плоскостей вблизи границ зерен часто наблюдается существенные искажения или искривления кристаллической решетки. Некоторые изображения атомных плоскостей обрываются в точках, обозначенных буквой Т, что указывает на наличие в них дислокаций (см. рис. 1.25, участок А).

Искажения вблизи границ зерен УМЗ металлов и сплавов приводят к изменению межатомных и межплоскостных расстояний их кристаллической решетки. В свою очередь такие нарушения кристаллического строения, как правило, вызывают в материале повышение уровня внутренних микронапряжений. К характерным особенностям, свидетельствующим о высоком уровне внутренних

напряжений в ИПД материалах, относят сильное уширение дифракционных пиков, наблюдаемое на рентгенограммах, и высокие значения среднеквадратичной микродеформации, определяемые по этому уширению. Например, в УМЗ алюминиевом сплаве Al – 3 % Mg, непосредственно после ИПД установили, что плотность дислокаций в границе достигает 10^{17} м^{-2} . Неравновесные границы можно контролировать последующими отжигами и/или специальными термомеханическими обработками (рис. 1.26). Вместе с тем фасетки и ступеньки, наблюдаемые на типичных границах зерен в УМЗ алюминиевых сплавах, являются более упорядоченными и однородно распределенными по сравнению с другими УМЗ материалами. Это может быть объяснено тем, что частичная релаксация структуры границ происходит в алюминиевых сплавах уже в процессе ИПД [1, 3, 24].

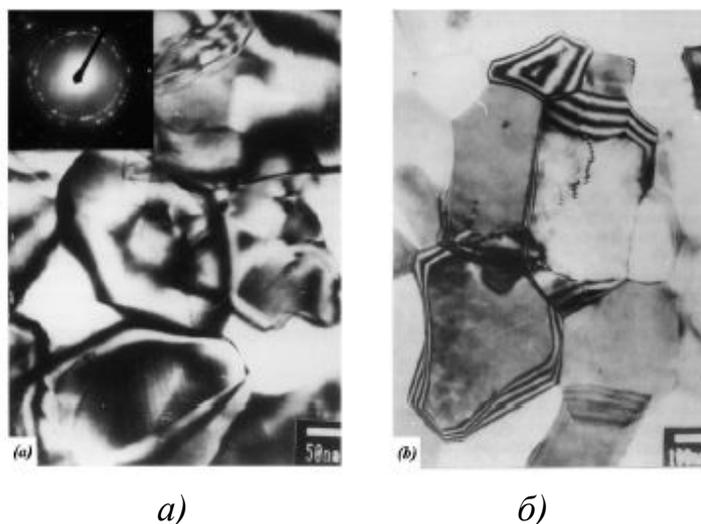


Рис. 1.26. Структура сплава Al – 4 % Cu – 0.5 % Zr:

a – после обработки ИПДК, *б* - после дополнительного отжига при 160 °С

Типичным примером дифракционного контраста является изображение структуры, полученной в сплаве Al – 4 % Cu – 0,5 % Zr, имевшего после обработки ИПДК средний размер зерен около 200 нм (см. рис. 1.26, *a*). Рядом приведена структура этого же образца, подвергнутого дополнительному старению при 160 °С (см. рис. 1.26, *б*). В обоих случаях наблюдались структуры зеренного типа, имеющие преимущественно большеугловые границы, но вид толщинных контуров экстинкции на границах зерен после обработки ИПДК отличается значительным уширением от вида границ зерен после дополнительного отжига [1, 3, 23].

Алюминиевые сплавы традиционно делят на два класса – термически упрочняемые и термически неупрочняемые. Для достижения наибольшего изменения микроструктуры и максимального повышения прочности алюминиевые сплавы целесообразно подвергать термической обработке на твердый раствор перед проведением ИПД. Кроме того, такая предварительная обработка термически упрочняемых сплавов позволяет реализовать с них после ИПД дополнительное упрочнение при последующем старении за счет выделения упрочняющих наноразмерных фаз.

Температура обработки ИПД является одним из основных факторов для формирования УМЗ структуры алюминиевых сплавов.

В заготовке диаметром 10 мм алюминиевого сплава 1570 после обработки ИПДК при КТ и при температуре 100 °С формируются УМЗ структурные состояния со средним размером зерна 130 нм, после деформации, проведенной при температуре 200 °С, в заготовках была получена структура, имеющая средний размер зерна 210 нм (рис. 1.27).

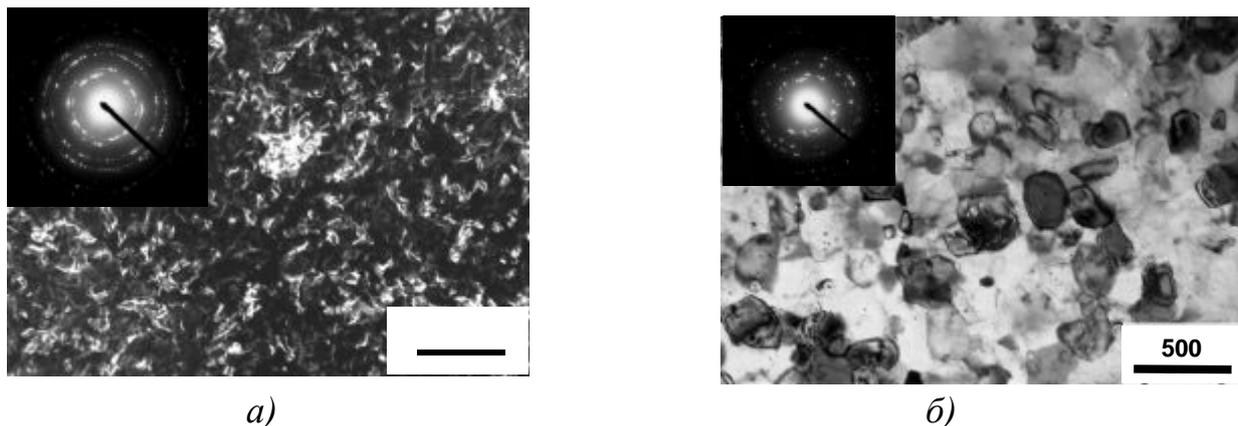


Рис. 1.27. Микроструктура алюминиевого сплава 1570 после ИПДК при:
а – КТ и б – 200 °С

Картины электронной дифракции, представляющие собой многочисленные рефлексы, равномерно распределенные по окружности, свидетельствуют о том, что сформированные состояния относятся к структурам зеренного типа, имеющие преимущественно большеугловые разориентировки. Из рис. 1.27 также видно, что после деформации при 200 °С структура границ зерен становится более равновесной [1, 3].

Увеличение размера зерен при повышении температуры деформации обусловлено повышенными скоростями возврата при более высоких температурах. При этом увеличиваются скорости

аннигиляции дислокаций в теле зерен и в результате число дислокаций, поглощенных стенками субзерен, уменьшается.

Хотя процесс РКУП легче осуществить при повышенных температурах, однако УМЗ структуры в алюминиевых сплавах с наименьшим размером зерен, а также с максимальной долей высокоугловых границ зерен могут быть лучше сформированы в случае самой низкой из возможных температур.

Маршрут прессования. На кинетику структурных изменений и однородность формирующейся структуры показывает влияние направление сдвига в заготовке, определяющееся маршрутом РКУП. Установлено, что маршрут *C* (вращение на 180° вокруг своей оси между каждым проходом) является наименее эффективным для формирования в материалах УМЗ структуры. Маршрут *A* (без вращения заготовки между каждым проходом) обеспечивает более высокую скорость процессов структурообразования, а *B* ведет к наиболее однородной структуре (рис. 1.28). По маршрутам *B_A* и *B_C* (вращение на 90° вокруг своей оси в разных или в одном направлении между каждым проходом) наблюдается сложная картина деформации материала: сдвиг осуществляется попеременно по четырем различным плоскостям, пересекающимся под углом 120° , что приводит к формированию более однородной и равноосной УМЗ структуры.

Степень деформации. Исследования влияния степени деформации на размер получаемого зерна и долю высокоугловых границ в алюминиевых сплавах установили, что величина количества циклов обработки зависит от природы сплава, состояния твердого раствора, размера и морфологии частиц.

Исследования структуры сплава Al – 2 % Li – 3 % Cu – 0,1 % Zr после ИПДК показали, что при кручении под давлением 8 ГПа при комнатной температуре на полоборота формируется зеренная структура с размером нанозерен 50–100 нм. Размытость контраста границ нанозерен на электронно-микроскопических изображениях и присутствие контуров экстинкции внутри них указывают на неравновесное состояние границ, а кольцевое распределение рефлексов на электроннограммах – на большеугловую разориентацию зерен. Возрастание оборотов до одного при той же нагрузке и температуре деформации способствует увеличению размеров нанозерен – их средний диаметр достигает 150 нм [1, 3].

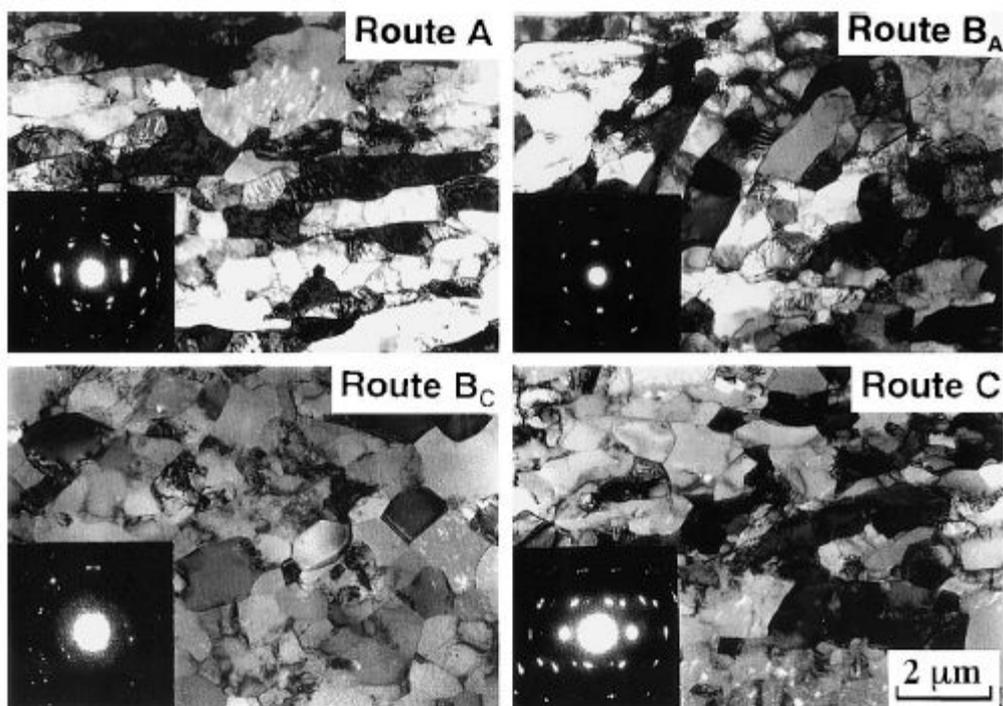


Рис. 1.28. Микроструктура поликристалла алюминия после 4 проходов РКУП по маршрутам (Route) A , B_c , B_A и C

В ранних работах было установлено, что сильное измельчение структуры до 500 нм в алюминии и алюминиевых сплавах системы Al–Mg–Si наблюдается уже после 1–2 проходов РКУП. После одного прохода РКУП при 110 °С структура сплава представляла собой сильно вытянутые субзерна. Но получаемые ячеистые структуры имели в основном малоугловые границы. Увеличение числа проходов вплоть до восьми обеспечивает постепенное превращение субзеренных границ в большеугловые зеренные границы. Аналогичные результаты были получены после обработки РКУП при 125 °С сплава 6061, исследования показали, что для формирования однородной УМЗ структуры необходимо 12 проходов РКУП [25].

Чистый Al и сплавы Al – 0,1 % Mg и Al – 3 % Mg подвергали РКУП. Во всех материалах после одного прохода РКУП развиваются полосы субзерен, которые при дальнейшей деформации трансформируются в зеренную структуру. При увеличении концентрации Mg от 1 до 3 весовых % к алюминиевой матрице требовалось большего числа проходов для формирования однородной УМЗ структуры. Авторы сделали вывод, что это связано с уменьшением подвижности дислокаций и соответственно понижением скоростей возврата в твердых растворах Mg в Al, что может приводить

к интенсивной локализации пластического течения и, как результат, к разрушению заготовки [1, 3].

Скорость образования высокоугловых границ в процессе РКУП сплава 8079, содержащего дисперсоиды размером около 2 мкм, выше, чем в однофазном сплаве Al – Mg. На начальных степенях деформации в сплаве 8079 быстро развиваются деформационные полосы, размер которых существенно меньше, т.к. они ограничены размером областей, окруженных частицами. Частицы в сплаве вызывают дополнительную неоднородность пластического течения, в результате чего возникают сильно разориентированные области, которые с увеличением степени деформации обеспечивают увеличение скорости образования высокоугловых границ.

Как в термически неупрочняемых, так и в термически упрочняемых сплавах в процессе ИПД уже при КТ может происходить активное выделение упрочняющих фаз вследствие распада пересыщенного твердого раствора в процессе динамического деформационного старения (ДДС) [26]. В сплавах Al–Zn с содержанием цинка до 30 вес. % при ИПДК твердый раствор практически полностью распадается уже в начале обработки, а затем формируется двухфазная УМЗ структура, состоящая из зерен алюминия размером ~ 400 нм и цинка с размерами 50–150 нм (рис. 1.29, а).

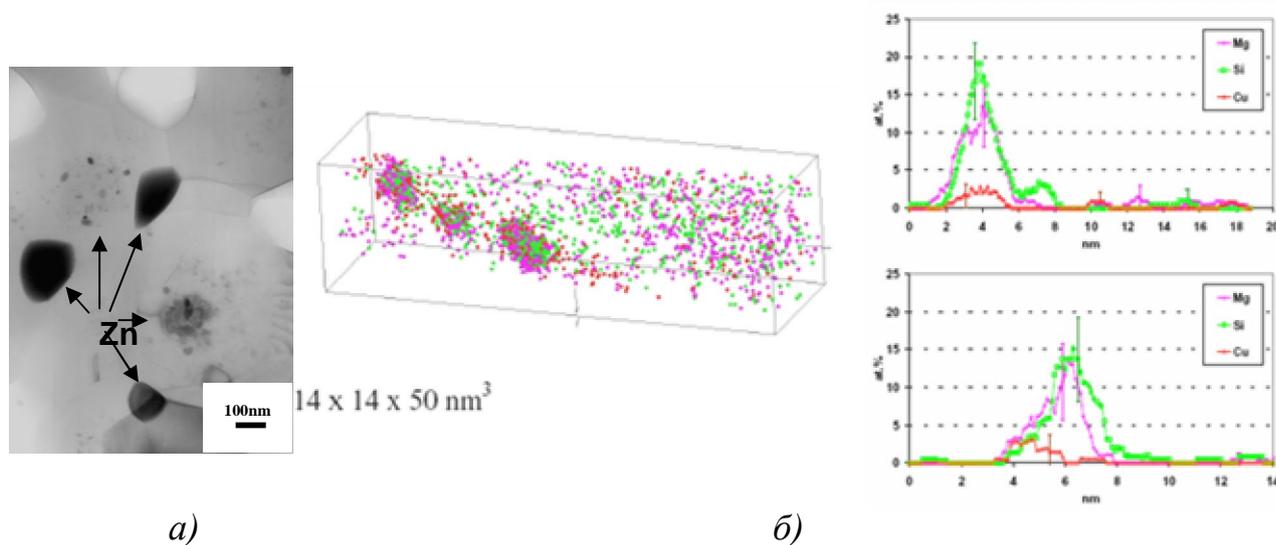


Рис. 1.29. Микроструктура Al-30Zn после обработки ИПДК при КТ (а); распределение атомов Mg, Cu и Si в сплаве 6061 после обработки ИПДК (пространственная атомная томография) (б)

В сплавах же промышленных композиций при ИПДК наблюдается формирование лишь наноразмерных зернограничных

сегрегаций, которые были обнаружены, например, в сплаве 6061 при исследованиях с использованием пространственной атомной томографии (см. рис. 1.29, б).

Как показывают результаты исследований, меняется кинетика процесса старения в структуре, подвергнутой интенсивной пластической деформации. Авторы связывают это с большой накопленной энергией в ходе деформации, как следствие, мощной движущей силой процесса распада и значительной дефектностью структуры, которая облегчает зарождение частиц второй фазы. Также в УМЗ сплавах ускоряется диффузия как по границам зерен, так и трубчатая диффузия по ядрам дислокаций (объемная диффузия).

Как правило, в процессе РКУП часть затрачиваемой механической энергии превращается во внутреннюю энергию деформируемой заготовки. В результате ее температура повышается на величину ΔT . В случае если ΔT достаточно велика, то можно ожидать активизации термоактивируемых процессов в микроструктуре деформируемых заготовок. Учет величины ΔT в особенности важен при обработке РКУП промышленных алюминиевых сплавов, в которых наряду с формированием УМЗ структуры отмечается распад твердого раствора – ДДС, сопровождающийся выделением в структуре наноразмерных сегрегаций и/или частиц упрочняющих фаз. В связи с этим важно учитывать возможные значения роста температуры заготовок в процессе РКУП, осуществляемого при низких температурах. Измерения величины ΔT проводились с помощью термопары, установленной в сделанном в оснастке горизонтальном канале в 30 мм от хвостовой части заготовок. РКУП заготовок из чистого Al, промышленного сплава 1100 и сплавов Al – 1 % Mg и Al – 3 % Mg на основе твердого раствора осуществлялось при комнатной температуре [26]. В случае чистого Al резкий рост температуры наблюдали в момент прохождения заготовкой плоскости пересечения каналов в плоскости сдвига. Величина ΔT составила ~ 40 °C. Однако уже в течение последующих ~ 10 секунд температура заготовок упала ниже 25 °C. В случае сплава Al – 3 % Mg ΔT составило ~ 80 °C, в течение последующих 10 секунд температура упала ниже 30 °C.

Термическая стабильность УМЗ структур, полученных ИПД в Al и низколегированных сплавах на его основе, весьма невелика. Как правило, рост зерен начинается уже при температурах $\sim 0,4 T_{пл}$. Было установлено, что в алюминиевых сплавах 1100 и 6061 полное

преобразование УМЗ зеренной структуры в крупнозернистую происходит при температуре отжига ~ 200 °С. Низкая устойчивость УМЗ структурных состояний авторами объясняется высоким уровнем запасенной энергии деформации – «метастабильностью» ИПД материалов.

Детально проанализированы закономерности эволюции полученной методом РКУП УМЗ структуры материалов при отжиге и отмечено, что она имеет стадийный характер. На первой стадии происходит перераспределение дислокаций в неравновесных границах зерен, образовавшихся в ходе ИПД, так называемый «возврат в структуре границ зерен». Как правило, возврат приводит к уменьшению дальнедействующих полей напряжений и упругих искажений кристаллической решетки. Обычно на этой стадии не наблюдается миграции границ зерен, и механизм структурных изменений соответствует рекристаллизации по типу непрерывной рекристаллизации. На второй стадии происходит трансформация структуры по механизму прерывистой рекристаллизации (за счет миграции границ зерен). Исходные зерна укрупняются до микро- или крупнокристаллических размеров, при этом рост зерен может быть как нормальным, так и аномальным.

1.2.4. Механические свойства алюминиевых сплавов.

Измельчение размера зерен в УМЗ алюминиевых сплавов ведет к их повышенной прочности. Более того, введение высокой плотности дислокаций в УМЗ сплавы при ИПД может привести к еще большему их упрочнению, но обычно при этом происходит снижение их пластичности. Материалы могут быть прочными или пластичными, но редко обладают высоким уровнем свойств одновременно [27].

Было рассмотрено влияние исходного состояния сплава 6082 на получаемые механические свойства после обработки РКУП до 6 циклов при комнатной температуре. Максимальные значения σ_B и $\sigma_{0,2}$ в сочетании с достаточно высокой пластичностью получены в состоянии после обработки РКУП исходного сплава в закаленном состоянии. Исходное состаренное состояние сплава понижает значения σ_B на 5–7 %. Наименьшее значение как прочности, так и пластичности было получено после РКУП материала в состоянии Т6.

Также было рассмотрено влияние предварительной исходной обработки на прочностные характеристики алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si. Сплав 6061 после гомогенизационного отжига

при 530 °С охлаждали с различными скоростями: быстрое охлаждение в воду и медленное охлаждение с печью, после чего сплав обрабатывали РКУП при 125 °С. Предел прочности после таких обработок составил 319 МПа и 205 МПа, соответственно, при одинаковом относительном удлинении после разрыва.

В результате проведения механических испытаний на растяжения было установлено, что все УМЗ алюминиевые сплавы после обработки ИПДК при комнатной температуре демонстрируют рекордное приращение прочностных характеристик [1, 3]. В особенности эффект ИПДК ярко выражен в бинарных Al–Mg сплавах, где условный предел текучести, в результате формирования УМЗ структуры повысился более чем в 4 раза (рис. 1.30).

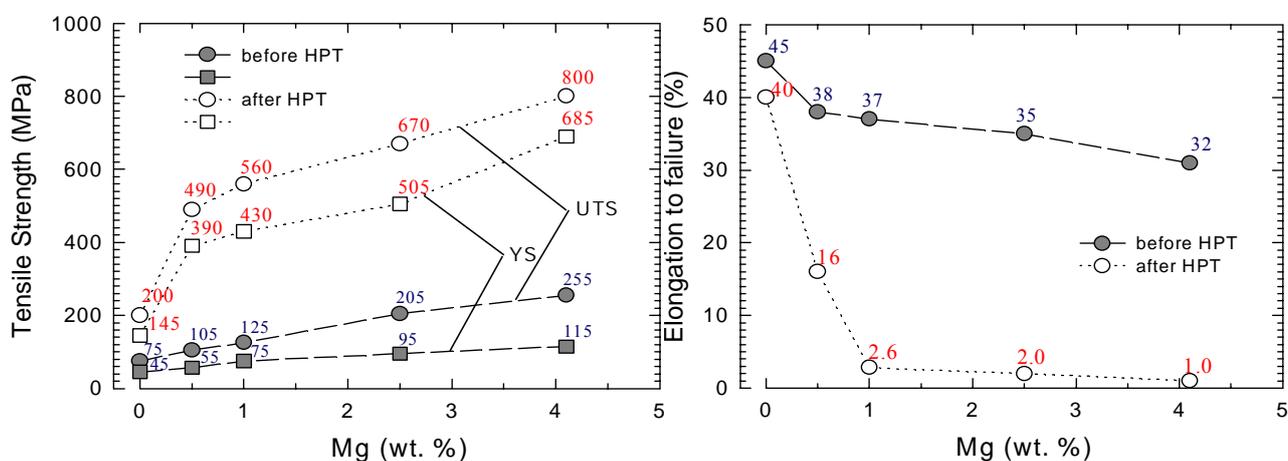


Рис. 1.30. Изменение характеристик прочности (*Tensile Strength*) и пластичности (*Elongation to failure*) технически чистого Al, бинарных сплавов Al–Mg с содержанием магния 0,5, 1 и 2,5 %, а также промышленного сплава AA5182 до (*before*) и после (*after*) обработки ИПДК (HPT)

Возможность значимого эффекта упрочнения при обработке как алюминия, так и промышленных алюминиевых сплавов методом РКУП, была продемонстрирована во многих исследованиях. При обработке данным методом ИПД, также было достигнуто существенное измельчение зеренной структуры, но не столь эффектно, как методом ИПДК.

В табл. 1.3 и 1.4 представлены механические свойства при комнатной температуре термически неупрочняемых и термически упрочняемых алюминиевых сплавов обработки РКУП. В них была проведена дифференциация свойств, достигаемых в УМЗ термически

упрочняемых и термически не упрочняемых алюминиевых сплавах после РКУП. Также были приведены данные, позволяющие оценить эффект дополнительных обработок, таких как прокатка и старение на свойства УМЗ материалов. Кроме этого, в этих работах уровень механических свойств – прочности и пластичности, УМЗ алюминиевых сплавов, после обработки РКУП – был сопоставлен со свойствами крупнозернистых аналогов, подвергнутых стандартным видам упрочняющей обработки [1, 3].

Таблица 1.3

Механические свойства термически неупрочняемых алюминиевых сплавов при комнатной температуре

Материал	Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1100	H18 ¹	152	165	5
	РКУП при КТ, 6 циклов	190	-	25
3103	H18 ¹	230	250	4
	РКУП при КТ, 6 циклов	250	270	6
5056	H18 ¹	405	435	10
	РКУП при КТ, 4 циклов	410	440	12
5083	H116 ²	235/240 ³	310/325	17/13
	РКУП при 200 °С, 12 циклов	370/385 ³	420/435	11/10
	РКУП + ИС 200 °С, 2 ч	315/325 ³	370/385	20/15
1560	H18 ¹	423	470	5
	РКУП при 200 °С, 12 циклов	375/384 ³	467/478	10/9
	РКУП + ИС 200 °С, 8 ч	315/325 ³	418/437	18/16
	РКУП + хол прокатка 20 %	432	505	6
	РКУП + прокатка при 120 °С, 90 %	540	635	4

¹ H18 – нагартованное ~ 75%;

² H116 – нагартованное и отожженное на повышение пластичности;

³ Значения в продольном/поперечном направлении РКУП

Наилучшее сочетание прочности и пластичности УМЗ Al–Mg сплавы демонстрируют после применения комбинированной обработки, включающей РКУП и последующий низкотемпературный дорекристаллизационный отжиг. После такой обработки прочность УМЗ сплавов остается на уровне обычного крупнозернистого материала, подвергнутого серийной упрочняющей обработке, однако их пластичность, повышается при этом почти в 2 раза.

Как показали исследования, для существенного повышения прочности термически не упрочняемых алюминиевых сплавов с УМЗ структурой, весьма эффективно использование холодной или теплой прокатки. Так как прокатка не позволяет реализовать большие деформации, при такой обработке прирост прочности в УМЗ материале обеспечивается только за счет дополнительного увеличения плотности дислокаций. Как видно из данных, приведенных в табл. 1.4, условный предел текучести и предел прочности УМЗ сплава 1560 за счет прокатки удалось дополнительно повысить ~ до 40 %.

Таблица 1.4

Механические свойства термически упрочняемых алюминиевых сплавов при комнатной температуре

Материал (мас. %)	Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
6061	T6	268	365	15
	РКУП при 100 °С, 4 цикла	386	434	11
	РКУП + ИС 130 °С, 24 ч	434	470	10
	РКУП + ИС + хол прокатка 15 %	475	500	8
6082	T6	370	385	10
	РКУП при КТ 6 циклов + ИС 90 °С, 192 ч	437	447	17
6060	T6	230	250	7
	РКУП при КТ, 9 циклов + ИС 110°С, 72 ч	310	320	14
6005	T6 ¹	280	310	9
	РКУП при КТ, 7 циклов + ИС при 110 °С, 72 ч	380	395	12
7050	T6	-	520	14
	РКУП при 120°С, 3 цикла + ИС 120 °С, 16 ч	-	677	~ 14
7075	T6	505	570	11
	РКУП при КТ 2 цикла + ЕС 1 мес.	650	720	8.4
2024	T351 ²	474	602	18
	РКУП при 160 °С, 1 цикл	566	660	10
	РКУП + ИС 100 °С, 20 ч	628	715	16

¹ T6 – закаленное и искусственно состаренное на максимальную прочность;
² T351 – закаленное + естественно состаренное + нагартованное

Если непосредственно после РКУП термически неупрочняемые сплавы в УМЗ состоянии показали незначительное улучшение прочности, то термически упрочняемые сплавы демонстрируют

гораздо более значительное упрочнение после РКУП обработки. Однако наиболее эффективной для термически упрочняемых сплавов оказалась обработка, сочетающая РКУП и последующее искусственное старение. Такая обработка для сплавов серии 6000 позволяет повысить предел прочности более чем на 40 % по сравнению с обычным Тб. Следует отметить, что такие показатели прочности достигаются не только без потери УМЗ материалами пластичности, а даже в некоторых случаях сопровождается ее улучшением в 2 раза.

Образцы алюминиевого сплава 6060 были подвергнуты ИПДК как при КТ, так и при температуре 180 °С. Данная температура для осуществления деформационной обработки была выбрана с учетом того, что крупнозернистые сплавы Al–Mg–Si, используемые в качестве проводниковых материалов в электротехнике, подвергаются ИС при этой температуре для достижения в них оптимального сочетания прочности и электропроводности [27].

На рис. 1.31 представлены типичные УМЗ структурные состояния, сформированные в заготовках сплава 6060 в результате обработки ИПДК. После ИПДК при комнатной температуре в заготовках сплава была сформирована однородная УМЗ структура со средним размером зерна 180 нм (рис. 1.31, а). После же обработки ИПДК, осуществленной при температуре 180 °С, в заготовках сплава была сформирована УМЗ структура со средним размером зерна 350 нм (рис. 1.31, б). Однако после обработки ИПДК при повышенной температуре в УМЗ структуре сплава 6060 присутствует большее количество выделений наноразмерных упрочняющих фаз Mg₂Si размером 20–40 нм (рис. 1.33 в, г), которые, относятся к метастабильной модификации β-фазы [27].

Установленные изменения величины параметра кристаллической решетки сплава и данные пространственной атомной томографии (табл. 1.5) свидетельствуют о том, что именно после ИПДК при температуре 180 °С в процессе ДДС концентрация

легирующих элементов в УМЗ матрице снижается на порядок, максимально приближаясь к чистому алюминию.

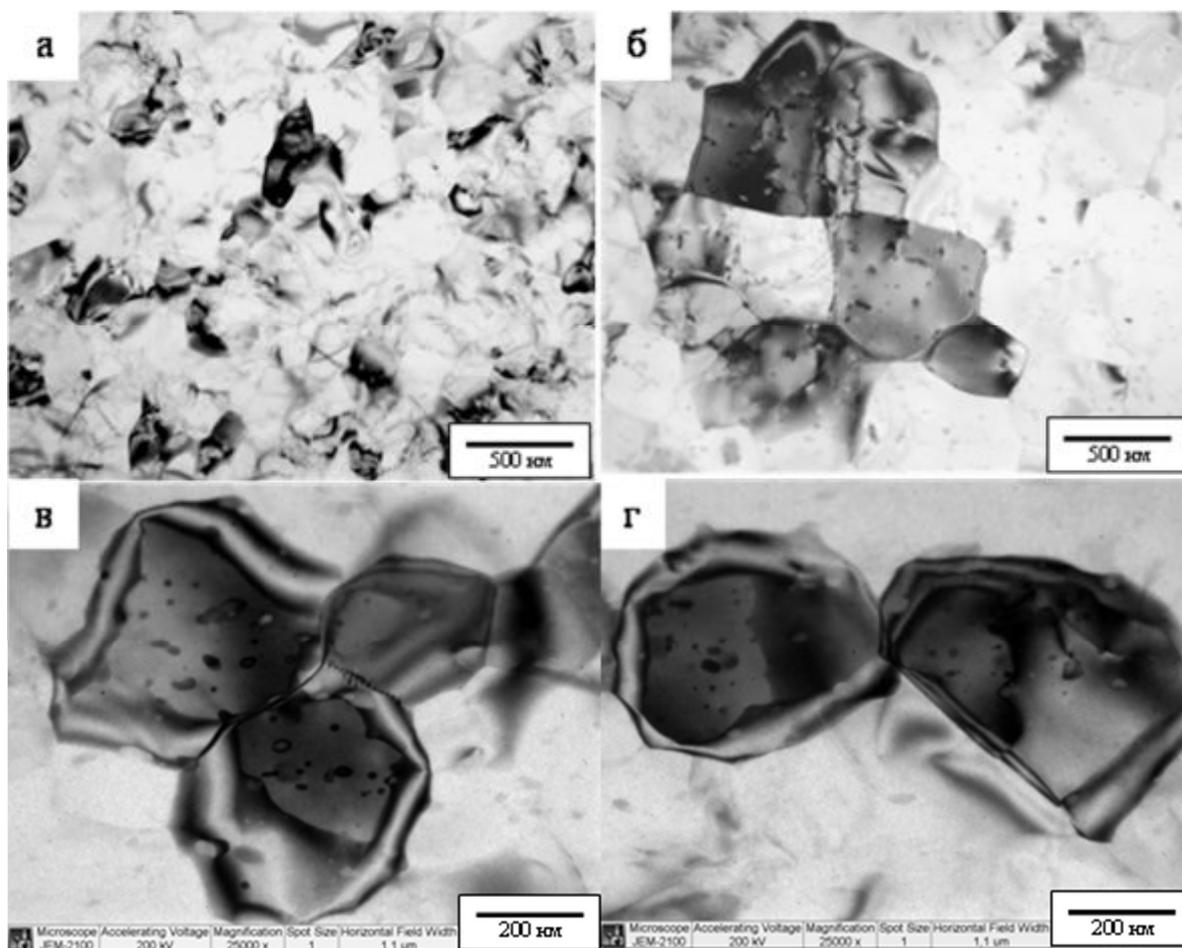


Рис. 1.31. Структура сплава 6060 после обработки ИПДК:
а – при комнатной температуре; *б* – при 180 °С; *в, г* – частицы упрочняющей фазы, выделившиеся в процессе ДДС при обработке ИПДК при температуре 180 °С

Анализ механических характеристик и величины удельной электрической проводимости (ω) показал, что формирование подобного УМЗ состояния обеспечивает достижение в сплаве более высокой прочности и электропроводности. Временное сопротивление \sim на 40 % выше, чем после стандартной обработки Т6, ω и IACS увеличиваются с 31,1 до 33,7 МСм/м и с 53,6 до 58,1 %, соответственно, приближаются к чистому алюминию (табл. 1.5) [27].

Формирование УМЗ состояния обеспечивает высокую прочность сплава за счет уменьшения размера зерна в соответствии с зависимостью Холла-Петча и образования в алюминиевой матрице дисперсных выделений упрочняющих фаз – дисперсионного твердения.

Повышенную же электропроводность материала, согласно уравнению Матисена–Флеминга, обеспечивает снижение концентрации легирующих элементов в алюминиевой матрице вследствие распада твердого раствора в процессе обработки ИПД, а также меньшая дефектность сформированной УМЗ структуры (табл. 1.6) [27].

Таблица 1.5

Характеристики структуры алюминиевого сплава 6060

Материал	Обработка/ структурное состояние	Параметр решетки, А	Содержание основных легирующих элементов в матрице, ат. %	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$, %
6060	Закалка / КЗ	4,0511±0,0001	0,621 Mg 0,861 Si 0,017 Cu 98,501 Al	0,010±0,009
	Обработка Т6 / КЗ	4,0509±0,0001	-	-
	ИПДК при КТ / УМЗ	4,0506±0,0001	0,400 Mg 0,427 Si 0,011 Cu 99,119 Al	0,170±0,030
	ИПДК при 180 °С / УМЗ	4,0498±0,0001	0,052 Mg 0,088 Si 0,006 Cu 99,837 Al	0,030±0,010
Чист. Al	Отжиг / КЗ	4,0495±0,0001	-	-

Таблица 1.6

Механические и электрические свойства алюминиевого сплава 6060

Материал	Обработка/ Структурное состояние	σ_B , МПа	δ , %	$\omega_{20\text{ °С}}$, МСм/м	IACS, %
6060	Закалка / КЗ	187±3	20±0,5	30,3	52,0
	Обработка Т6 / КЗ	250±2	8±0,4	31,1	53,6
	ИПДК при КТ / УМЗ	525±2	5±0,4	29,4	51,8
	ИПДК при 180 °С / УМЗ	347±3	7±0,3	33,7	58,1
Чист. Al	Отжиг / КЗ	95±1	35±0,5	37,6	62,0

По всей видимости, перспективные рынки для УМЗ алюминиевых сплавов, полученных методами ИПД, существуют в тех сегментах продукции, где решающее значение имеют повышенные механические свойства, в частности, высокая статическая и циклическая прочность, а также удельная прочность. Использование оптимальных условий и методов ИПД приводит к формированию в алюминиевых сплавах УМЗ структур, обеспечивающих в них прирост прочности от 30 до 200 и более процентов, улучшение пластичности, а также повышение усталостных характеристик в сравнении с крупнозернистыми материалами, подвергнутыми традиционным видам обработки. Такое очевидное улучшение свойств, демонстрируемое УМЗ алюминиевыми сплавами, позволяет прогнозировать их высокий потенциал для применения в качестве конструкционных материалов в различных отраслях промышленности, включая авиакосмическую, транспортную, автомобильную, строительную и оборонную. В этой связи следует ожидать дальнейшего развития методов обработки, основанных на использовании ИПД [27].

1.2.5. Формирование структуры в сталях. Формирование ультрамелкозернистой структуры в сталях при ИПД является на сегодняшний день предметом активных исследований. В зависимости от параметров пластической деформации, таких как температура, схема, степень и скорость, процессы формирования микроструктуры могут во многом отличаться друг от друга.

Анализ структуры стали после 4 проходов РКУП при 400 °С углеродистых конструкционных сталей марок 20 и 45 показал, что воздействие РКУП приводит к фрагментации практически всех зерен феррита и в стали 20, и в стали 45 (рис. 1.32, а, б) [28]. Характерной особенностью микроструктуры (рис. 1.32, в, г) является наличие деформационных полос, представляющих собой вытянутые в одном направлении зерна феррита, объемная доля которых составляет в стали 20 около 70 %, а в стали 45 – около 60 %. В ферритной составляющей наблюдаются фрагменты со средним размером около 0,44 мкм, объемная доля которых составляет 35 % – в стали 20 и 31 % – в стали 45.

После РКУП образцы подвергались нагреву до 200 – 700 °С с выдержками до 60 минут с целью установления термостабильности УМЗ структуры.

РЭМ анализ показал, что при нагреве УМЗ стали до температуры 200–300 °С в микроструктуре сохраняются деформационные полосы, фрагментация феррита и преимущественно пластинчатое строение перлита (рис. 1.33) [28].

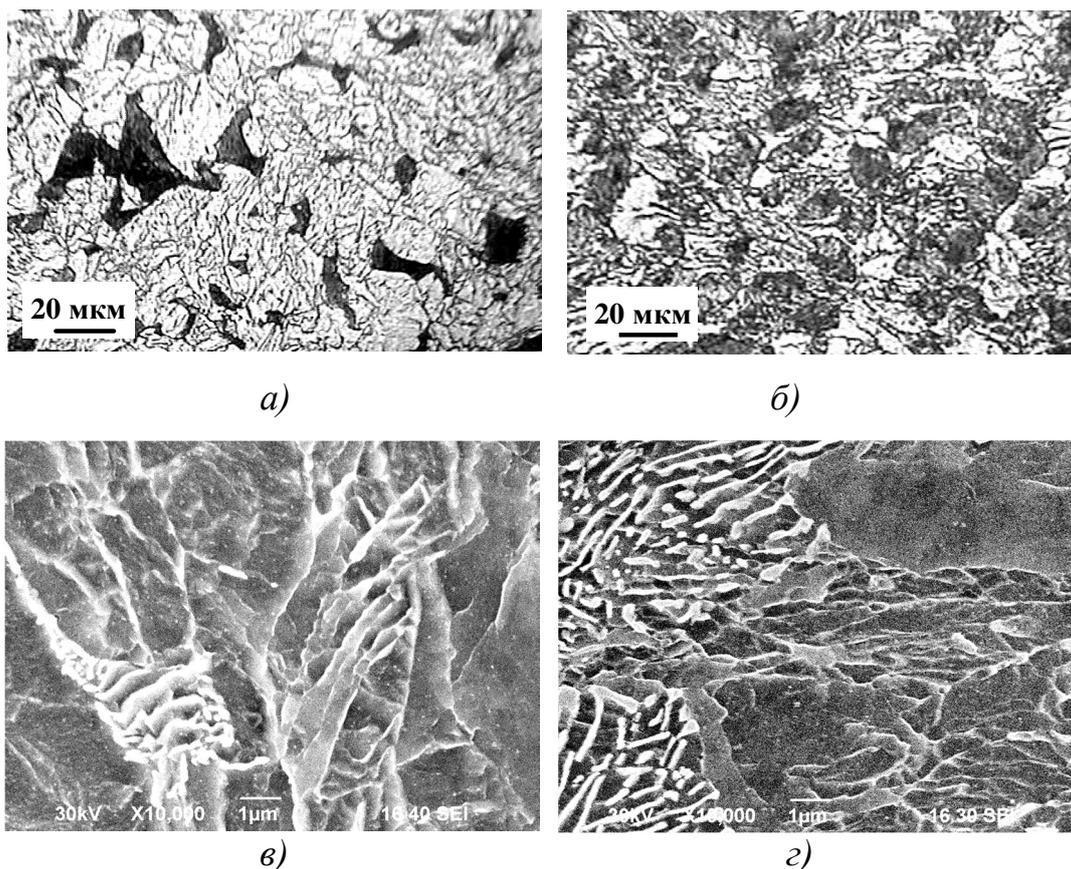


Рис. 1.32. Микроструктура стали:
а, в – 20; б, з – 45 после 4 проходов РКУП [25]

При нагреве до температуры 400 °С в микроструктуре появляются новые зерна феррита правильной геометрической формы с равновесными тройными стыками зерен. Это свидетельствует о начале протекания рекристаллизационных процессов. При повышении температуры нагрева до 600 °С (рис. 1.33, е) количество рекристаллизованных зерен феррита увеличивается, и наблюдается их рост, процессы сфероидизации цементита почти полностью завершаются. Средний размер фрагментов при нагреве до температуры 200–400 °С увеличивается незначительно и составляет в

стали 20 от 0,49 до 0,58 мкм, а в стали 45 – от 0,47 до 0,61 мкм. При нагреве до 500 °С размер фрагментов (зерен) в стали 20 увеличивается до 0,93 мкм, а в стали 45 – до 0,75 мкм. При 600 °С величина зерна резко возрастает до 5,6–6 мкм. В этой работе авторами сделано предположение, что при рекристаллизации в процессе нагрева наноструктурированных сталей 20 и 45 стадия зародышеобразования отсутствует, миграция границ зерен не наблюдается, механизм соответствует рекристаллизации *in situ* [28].

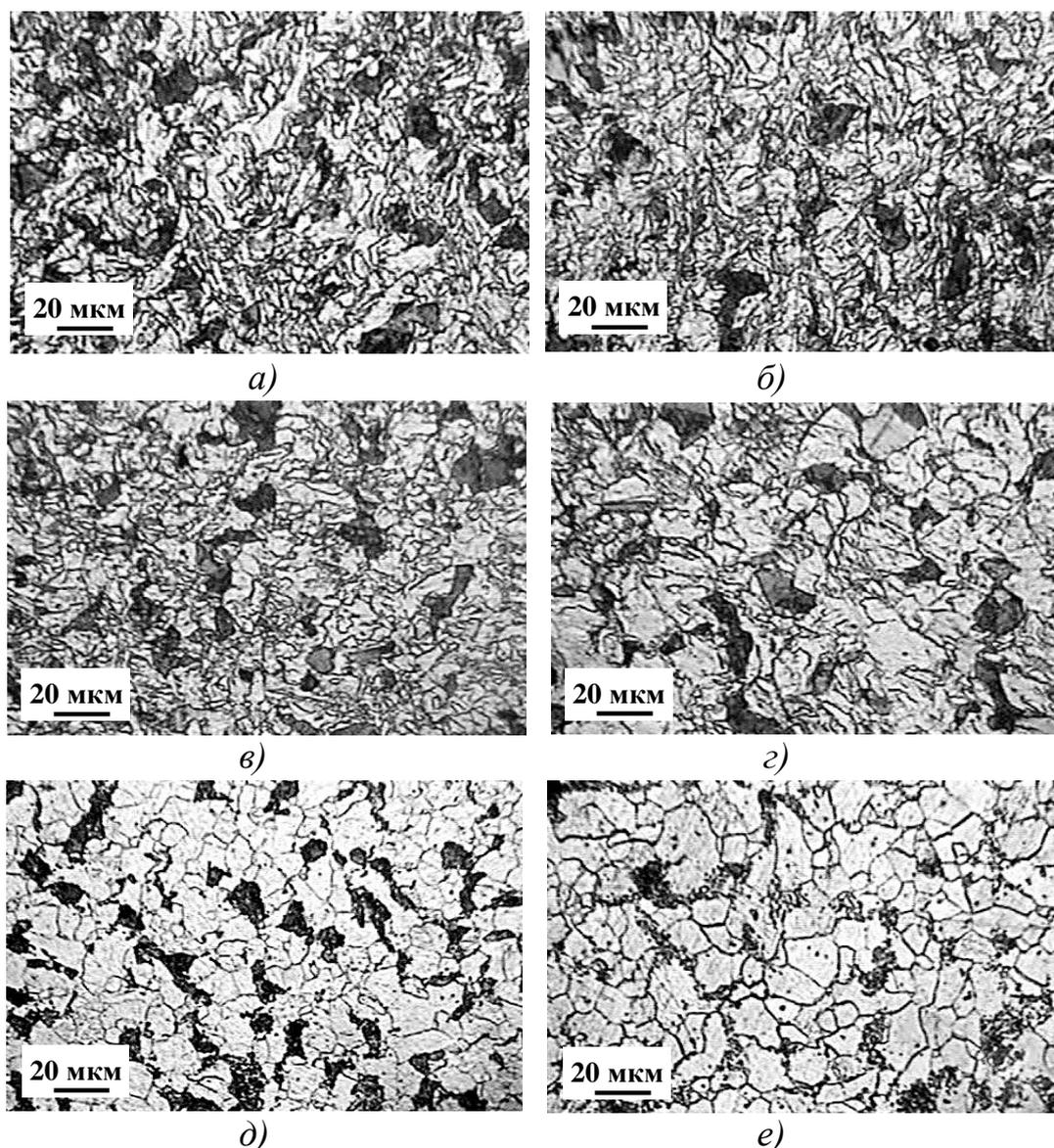


Рис. 1.33. Микроструктура стали 20 после РКУП и нагрева при температуре: а, б – 200 °С; в, з – 400 °С; д – 500 °С; е – 600 °С с выдержкой 5 мин. (а, в, д) и 60 мин. (б, з–е) [25]

Другими авторами рассмотрены механизмы формирования структуры в процессе многократнойковки при комнатной

температуре [29, 30]. Установлено, что наноструктура формируется за счет действия двух механизмов. Первый механизм связан с фрагментацией исходных зерен за счет образования деформационных полос сдвига и двойников деформационного происхождения, а второй механизм связан с развитием фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$ по сдвиговому механизму образования мартенсита деформации.

При $\varepsilon \leq 0,8$ формируются деформационные полосы, внутри которых активно развивается нанодвойникование (рис. 1.34).

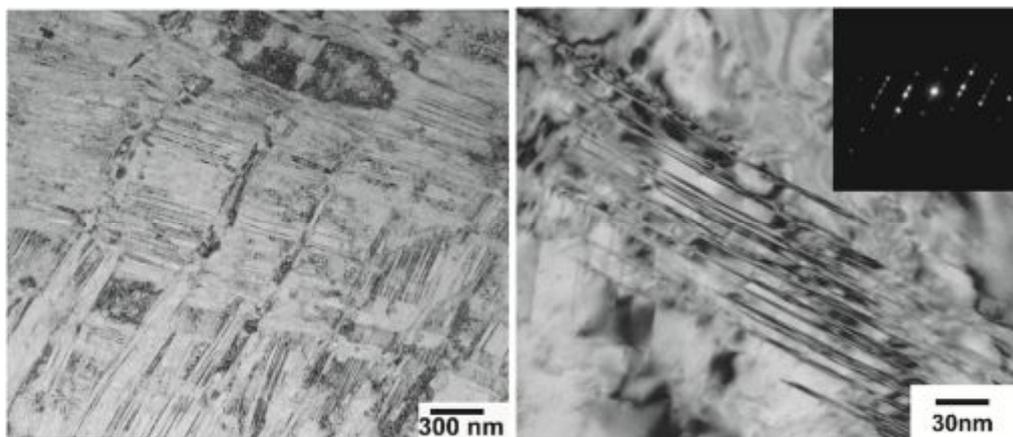


Рис. 1.34. Микроструктура стали 10X18H8ДЗБР после многократнойковки при комнатной температуре до степени деформации 0,8 [29, 30]

Двойникование играет основную роль в формировании пространственной сетки большеугловых границ в интервале степеней деформации от 0 до 2. Соответственно, в деформированной структуре появляется большое количество двойниковых границ со средним расстоянием между ними 30 нм.

После $\varepsilon \sim 1$ к формированию новых нанозерен подключается мартенситное превращение. При $\varepsilon \geq 2$ оно становится основным механизмом, обеспечивающим формирование нанокристаллической структуры. Зерна α' -мартенсита в первую очередь образуются на деформационных полосах.

Следует отметить, что кинетика измельчения новых зерен в стали 10X18H8ДЗБР при многократной ковке значительно выше при $\varepsilon < 2$, когда они образуются в результате фрагментации исходных зерен деформационными полосами с последующим их разделением двойниками (рис. 1.35). При увеличении степени деформации скорость образования новых нанозерен падает. При $\varepsilon \sim 4$ структура состоит из нанозерен аустенита и мартенсита, средний размер

которых равен 30 нм, причем доля мартенсита составляет 80% (рис. 1.35).



Рис. 1.35. Зависимость плотности дислокаций и среднего размера (суб)зерен от степени деформации [26]

1.2.6. Механические свойства сталей. В работах [31, 32] показано, что РКУП и сочетание РКУ прессования с отжигами аустенитной нержавеющей стали приводят к существенному упрочнению и некоторому снижению пластичности. Изменение механических свойств, размера зерна и содержание мартенсита деформации при РКУ в сочетании с различными отжигами стали 12X18H10T представлены в табл. 1.7.

Таблица 1.7

Механические свойства стали 12X18H10T

Обработка	Твердость, HRC	σ _в	σ _{0,2}	δ	Ψ	α', об. %	Размер зерна, нм
		МПа		%			
РКУП	46	1550	1340	27,5	41	45	70-120
РКУП + 550°С, 1ч	46	1530	1285	37,5	47,5	22	150-250
РКУП + 850°С, 1ч	15	722	428	99	59	0	1000-6000

В отличие от РКУ-прессования, при прокатке стали 12X18H10T, с увеличением холодной пластической деформации от 0 до 92% (до ε = 2,3), происходит формирование неоднородной разнотернистой микроструктуры, что, в свою очередь, не способствует высоким характеристикам пластичности. При этом происходит характерный

рост предела текучести с 210 до 1385 МПа и чрезвычайное снижение относительного удлинения с 70 % до 1.6 %.

В работах [30–32] показано, что сортовая прокатка при комнатной температуре стали 10X18H8ДЗБР до истинной степени деформации $\varepsilon \sim 4$ приводит к повышению предела текучести до $\sigma_{0,2} = 2050$ МПа, микроструктура состоит из смеси аустенита и мартенсита деформации со средним размером зерна 50 нм. Однако, проведение последеформационного отжига в аустенитной нержавеющей стали 10X18H8ДЗБР приводит к постепенному снижению значения предела текучести до 1000 МПа при температуре отжига 700 °С, при таком отжиге происходит полностью обратное фазовое превращение, и микроструктура состоит из аустенитных зерен размером 140 нм.

В работах [27–32] определены особенности структурно-фазовых превращений в ходе равноканального углового прессования при комнатной температуре в аустенитной стали 08X18H10T. Выявлено частичное мартенситное превращение (45 %), формирование субмикроструктурной ориентированной структуры с расстоянием между границами 100–250 нм и большим количеством двойников. Полученная структура определила сильное деформационное упрочнение: предел текучести составил 1315 МПа при удлинении 11 %. РКУП стали 08X18H10T при температуре деформации 400 °С приводит к формированию субмикроструктурной структуры в полностью аустенитной матрице с размером структурных элементов 200–300 нм и пределом текучести 860 МПа при удлинении 27 %.

Для трудно деформируемого материала, каким являются аустенитные коррозионностойкие стали, деформационная обработка часто проводится при повышенной температуре. Таким образом, температура обработки становится важным параметром, который может влиять на микроструктуру и связанные с ней механические свойства этих материалов [27–32]. Прокатка стали типа 304 до истинной степени деформации ~ 2 при температурах 1000 °С до 500 °С приводит к значительному приросту предела прочности от 480 МПа до 1030 МПа при уменьшении температуры деформации. Комплекс механических свойств и параметры микроструктуры в зависимости от температуры деформации представлены в табл. 1.8.

Влияние типа структуры на механические свойства приведено в табл. 1.9 [28]. Формирование субмикроструктурной структуры

приводит к резкому приросту прочностных и снижению пластических характеристик сталей. Эффект субструктурного упрочнения после горячей деформации не превышает 30 % [30].

Таблица 1.8

Механические свойства и микроструктурные параметры аустенитной нержавеющей стали типа 304 в зависимости от температуры прокатки.

$T, ^\circ\text{C}$	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Размер зерна, нм	Размер субзерна, нм	Плотность дислокаций, $\times 10^{14}, \text{м}^{-2}$
исходное	330 ± 20	670 ± 10	10 000	-	-
500	1030 ± 75	1130 ± 25	420 ± 60	115 ± 10	20.2 ± 5.7
600	1000 ± 25	1070 ± 15	390 ± 55	120 ± 10	19.6 ± 2.3
700	955 ± 20	1055 ± 10	470 ± 65	150 ± 10	14.5 ± 4.1
800	860 ± 40	970 ± 10	430 ± 60	165 ± 25	12.6 ± 3.1
900	780 ± 30	920 ± 10	850 ± 120	170 ± 10	11.4 ± 2.0
1000	480 ± 80	795 ± 50	950 ± 130	195 ± 30	6.6 ± 1.5

В случае же формирования субмикроструктурных фрагментов в мелкозернистых зернах ферритной стали и при использовании деформационного обратного превращения $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ в аустенитных сталях [30] прирост прочности существенно выше (до 3 раз). Прочность аустенитной стали 12X18H10T со структурой, сформированной при динамической рекристаллизации, значительно уступает прочности после отжига из СМК-состояния при практически одинаковом размере зерен. По-видимому, различный уровень прочности стали при одинаковом размере кристаллитов обусловлен различными механизмами упрочнения или их комбинацией, а также существенно зависит от предшествующей обработки [30].

Формирование субмикроструктурной структуры со средним размером зерен 0,25-0,72 мкм стали 10X18H8ДЗБР в интервале температур 800–500 °С приводит к росту предела текучести в 2–3,5 раза (табл. 1.9 и 1.10) по сравнению с исходным состоянием при испытаниях на растяжения при комнатной температуре [30]. Снижение температуры многократнойковки заметно увеличивает предел текучести. В то же время относительное удлинение до разрушения демонстрирует обратную зависимость. Кратковременный отжиг в течение 30 минут при температуре 800 °С образцов, деформированных при температуре 500 °С, приводит к небольшим падениям предела прочности, изменение составляет менее 150 МПа, однако, характеристики пластичности при этом возрастают почти в 2 раза (табл. 1.9. и 1.10).

Таблица 1.9

Механические свойства нержавеющей сталей

Обработка	D_3	d_c	Состояние (тип структуры)	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	δ_p	ψ
	мкм			МПа		%		
Сталь 13X25T (ферритная)								
Состояние поставки + отжиг при 900 °С	20	-	МК зеренная (исходная)	310	560	21	15	65
ИПД при 600 °С	5	0,2	МК фрагментированная	950	1010	7	-	-
ИПД + отжиг при 600 °С	0,2	0,1	СМК зеренная	690	815	20	11	48
Сталь 12X18Н10Т (аустенитная)								
Состояние поставки + отжиг при 1100°С	70	-	МК зеренная (исходная)	280	535	85	78	55
Деформация при 900 °С	4	0,3	МК зеренная	320	650	49	-	69
Деформация при 1000 °С	24	0,6	МК субзеренная	440	675	60	-	
ИПД + отжиг при 900 °С	3	-	СМК → МК зеренная	480	790	37	-	70
ИПД + отжиг при 800 °С	1,2	-	СМК → МК зеренная	820	980	28	-	65
Деформация при - отжиг при 650 °С	0,2	0,1	СМК зеренная ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ -превращение)	1380	1650	9	3,5	49
Сталь 10X17НМ2 (аустенитная)								
Состояние поставки + отжиг при 1100 °С	50	-	МК зеренная (исходная)	345	700	44	39	70
ИПД + отжиг при 600 °С	0,2	0,1	СМК зеренная	890	1095	27	26	21
ИПД + прокатка при 600 °С	0,2	0,1	СМК фрагментированная	945	1190	18,5	18	16
Деформация при -196 °С + отжиг при 650°С	0,2	0,1	СМК зеренная ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ -превращение)	1900	2000	5,0	-	34
Сталь 12X21Н5Т (аустенитно – ферритная)								
Деформация при 900 °С	10	-	МК зеренная (исходная)	520	745	24	-	55
Деформация при -196 °С + отжиг при 650 °С	0,2	0,1	СМК зеренная ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$)	1065	1095	18		57

Таблица 1.10

Механические свойства аустенитной стали 10X18H8ДЗБР
после многократнойковки при 500–800 °С

Состояние	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Многократнаяковка при 500 °С	1090	970	13,3
Многократнаяковка при 500 °С + отжиг 800 °С	940	790	25,7
Многократнаяковка при 600 °С	960	850	22,0
Многократнаяковка при 700 °С	820	680	31,1
Многократнаяковка при 800 °С	730	550	36,1
Многократнаяковка при 800 °С + отжиг 800 °С	730	530	43,0

Образцы стали 10X18H8ДЗБ, подвергнутые многократнойковки при комнатной температуре до истинной степени деформации 4, демонстрируют высокую прочность свыше 1500 Мпа (табл. 1.11). Кратковременный отжиг таких образцов при температурах 500–600 °С не сопровождается значительным разупрочнением, уровень удлинения до разрушения остается такой же [20]. Авторы утверждают, что повышение температуры отжига до 700 °С приводит к развитию рекристаллизационных процессов, формируется неоднородная микроструктура, состоящая из крупных рекристаллизованных зерен и нанокристаллической аустенитной матрицы с высокой плотностью дислокаций. При этом прочность снижается до 1320 МПа. Именно наличие большой доли нанокристаллической структуры, которая содержит очень высокую плотность дислокаций, способствует сохранению прочностных характеристик на высоком уровне.

Таблица 1.11

Механические свойства аустенитной стали 10X18H8ДЗБР после многократнойковки при комнатной температуре

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	280	610	65
Многократнаяковка	1430	1540	7,2
Многократнаяковка + отжиг 500 °С	1420	1410	4,8
Многократнаяковка + отжиг 600 °С	1410	1530	3,6
Многократнаяковка + отжиг 700 °С	1190	1320	5,6

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. ИПДК. Схема деформации. Принципы обработки?
2. Какие разновидности ИПДК вы знаете?
3. РКУП. Схема деформации. Принципы обработки?
4. Какие разновидности РКУП вы знаете?
5. Влияние угла пересечения каналов, маршрута прессования и количества проходов на формирование УМЗ структуры в методе РКУП?
6. Электропластическая деформация. Схема деформации. Принципы обработки?
7. Разновидности многократной всестороннейковки. Что общего?
8. В чем принципиальное отличие ДКУП от РКУП?
9. В чем заключаются общие особенности наноструктур в чистом титане, получаемых разными методами ИПД? В чем их отличие от структур после обработки традиционными методами ТМО?
10. Назовите основные параметры УМЗ структуры в технически чистом титане, которые имеют значительное влияние на его механические свойства.
11. Какие комбинированные схемы ИПД были успешно применены для получения титановых наноструктурных полуфабрикатов с повышенными механическими свойствами?
12. Какие механизмы измельчения структуры в ходе РКУП наблюдали в титановых сплавах (на примере сплава ВТ6)?
13. Какие области применения наноструктурных титановых сплавов (в том числе технически чистого титана) наиболее целесообразны, в чем их преимущества перед обычными конструкционными сплавами?
14. В чем заключаются общие особенности наноструктур в алюминиевых сплавах, получаемых разными методами ИПД?
15. Назовите основные параметры УМЗ структуры в термически-упрочняемых алюминиевых сплавах, которые имеют значительное влияние на их физико-механические свойства?
16. Какие комбинированные схемы ИПД были успешно применены для получения алюминиевых наноструктурных полуфабрикатов с повышенными механическими свойствами?
17. Как влияет формирование УМЗ структуры на физико-механические свойства алюминиевых сплавов?

18. Какие области применения наноструктурных алюминиевых сплавов наиболее целесообразны, в чем их преимущества перед обычными конструкционными сплавами?

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ К РАЗДЕЛУ 1

1. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
2. Vorhauer A., Pippan R. On the homogeneity of deformation by high pressure torsion // *Scripta Materialia*. 2004. № 51. P. 921–925.
3. Valiev R. Z., Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. 2000. V. 45. P. 103–189.
4. Валиев Р. З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивную пластическую деформацию // *Российские Нанотехнологии*. 2006. Т. 1. № 1–2. С. 208–217.
5. Hebesberger T., Stüwe H. P., Vorhauer A., Wetscher F., Pippan R. Structure of Cu deformed by high pressure torsion // *Acta Materialia*. 2005. № 53. P. 393–402.
6. Harai Y., Ito Y., Horita Z. High-pressure torsion using ring specimens // *Scripta Materialia*. 2008. № 58. P. 469–472.
7. Segal V. M. Materials processing by simple shear // *Materials Science and Engineering A*. 1995. V. 197. P. 157–164.
8. Raab G. I. Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels // *Materials Science and Engineering*. 2005. V. 410–411. P. 230–233.
9. Raab G. J., Valiev R. Z., Lowe T. C., Zhu Y. T. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform // *Materials Science and Engineering* 2004. V. 382. P. 30–34.
10. Raab G. I., Valiev R. Z., Gunderov D. V., Lowe T., Misra A., Zhu Y. T. Long-length ultrafine-grained titanium rods produced by ECAP-Conform // *Materials Science Forum*. 2008. № 584–586. P. 80–83.
11. Ma A., Nishida Y., Suzuki K., Shigematsu I., Saito N. Characteristics of plastic deformation by rotary-die equal-channel angular pressing // *Scripta Materialia*. 2005. № 52. P. 433–437.
12. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. Novel ultra-high straining process for bulk materials – development of the accumulative roll-bonding (ARB) process // *Acta Materialia*. 1999. № 47. P. 579.

13. Orlov D., Lapovok R., Toth L. S., Timokhina I. B., Hodgson P. D., Arunansu Haldar, Bhattacharjee D. Asymmetric rolling of interstitial-free steel using differential roll diameters. Part II: Microstructure and annealing effects // *Metallurgical and Materials Transactions*. 2014. V. 45. № 1. P. 447–454.
14. Lapovok R., Qi Y., Ng H. P., Maier V., Estrin Y. Multicomponent materials from machining chips compacted by equal-channel angular pressing // *Journal of Materials Science*. 2014. V. 49, №3. P. 1193–1204
15. Valiev R. Z., Langdon T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // *Progress in Materials Science*. 2006. V. 51. P. 881–981.
16. Лесюк Е. А., Столяров В. В. Комбинированное воздействие электропластической прокатки и ультразвуковой обработки на сплав TiNi // *Технология металлов*. 2011. № 8. С. 33–38.
17. Столяров В. В., Угурчиев У. Х., Трубицына И. Б., Прокошкин С. Д., Прокофьев Е. А. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // *ФТВД*. 2006. Т 4 № 16. С. 48–51.
18. Brodova I. G., Shirinkina I. G., Antonova O. A., Shorokhov E. V., Zhgilev I. I. Formation of a submicrocrystalline structure upon dynamic deformation of aluminum alloys // *Materials Science and Engineering*. 2009. V. 503. P. 103–105.
19. Zharebtsov S. V., Salishchev G. A., Galeyev R. M., Valiakhmetov O. R., Mironov S. Yu., Semiatin S. L. Production of submicrocrystalline structure in large-scale Ti–6Al–4V billet by warm severe deformation processing // *Scripta Materialia*. 2004. V. 51. P. 1147–1151.
20. Семенова И. П. Формирование ультрамелкозернистых структур и повышенных механических свойств в малолегированных титановых сплавах комбинированными методами интенсивной пластической деформации: дис. д-ра техн. наук. Челябинск: ЮуРГУ, 2011. 269 с.
21. Семенова И. П. Прочность и повышенные усталостные свойства ультрамелкозернистых титановых полуфабрикатов, полученных интенсивной пластической деформацией // *Металлы*. 2010. №5. С. 87–94.
22. Семенова И. П., Рааб Г. И., Валиев Р. З. Наноструктурные титановые сплавы: новые разработки и перспективы применения // *Российские нанотехнологии*. 2014. Т. 9. №5–6. С. 79–90.
23. Nazarov A. A., Romanov A. E., Valiev R. Z. On the structure, stress fields and energy of non-equilibrium grain boundaries // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993. № 41. P. 1033–1040.

24. Horita Z., Smith D. J., Furukawa M. An investigation of grain boundaries in submicrometer-grained Al-Mg solid solution alloys using high-resolution electron microscopy // *Journal of Materials Research*. 1996. V. 11. № 8. P. 1880–1889.
25. Kim J. K., Jeong H. G., Hong S. I., Kim Y. S., Kim W. J. Effect of aging treatment on heavily deformed microstructure of a 6061 aluminum alloys after equal channel angular pressing // *Scripta Materialia*, 2001. V. 45. P. 901–907.
26. Straumal B. B., Baretzky B., Mazilkin A. A., Phillipp F., Kostina O. A., Volkov M. N., Valiev R. Z. Formation of nanograined structure and decomposition of supersaturated solid solution during high pressure torsion of Al–Zn and Al–Mg alloys // *Acta Materialia*. 2004. № 52. P. 4469–4478.
27. Бобрук Е. В. Особенности структуры и механические свойства ультрамелкозернистых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si, обработанных методами интенсивной пластической деформации: дис. канд. техн. наук. Магнитогорск: МГТУ, 2011. 164 с.
28. Копцева Н. В., Михоленко Д. А., Ефимова Ю. Ю. Эволюция микроструктуры и свойств при нагреве феррито-перлитных углеродистых конструкционных сталей с ультрамелкозернистой структурой, сформированной интенсивной пластической деформацией // *Вестник ВГТУ*. 2011. №9. Т. 7. С. 85–91.
29. Yanushkevich Z., Mogucheva A., Tikhonova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Structural strengthening of an austenitic stainless steel subjected to warm-to-hot working. *Materials Characterization* // *Materials characterization*. 2011. V. 62. P. 432–437.
30. Тихонова М. С. Рекристаллизационные процессы в аустенитной коррозионной стали после больших пластических деформаций: дис. канд. физ.-мат. наук. Москва: МИСИС, 2015. 132 с.
31. Шахова Я. Э. Янушкевич Ж. Ч., Беляков А. Н. Влияние холодной прокатки на структуру и механические свойства аустенитной коррозионностойкой стали 10X18H8ДЗБР // *Металлы*. 2012. №5. С. 38–45.
32. Салищев Г. А., Фархутдинов К. Г., Афанасьев В. Д. Влияние СМК-структуры на механическое поведение ферритной стали 15X25Т // *Металлы*. 1993. №2. С. 116–122.

2. МЕТОДИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗЛОМОВ

В данном разделе использованы, в несколько сокращенном виде, статьи, подготовленные Комиссией ASM.

2.1. Подготовка изломов к исследованию

Для понимания механизмов разрушения металлических материалов необходимы сведения о строении изломов и особенностях разрушения на различном масштабном уровне. Поэтому, когда произошло разрушение образца или детали и предполагается, что излом будет подвергнут лабораторному исследованию, необходимо провести некоторые операции, направленные на сохранение излома и подготовку его к дальнейшим исследованиям с целью получения максимума информации. Причем большинство из этих операций не зависят от особенностей методик, используемых при последующих исследованиях.

2.1.1. *Хранение и очистка изломов.* От времени, когда произошло разрушение образца или детали машин до момента начала исследования изломов, как правило, проходит некоторое время, в течение которого изломы должны быть сохранены. Плохо сохраненная поверхность излома или наличие на ней следов механического повреждения или продуктов коррозии затрудняют исследование.

Можно выделить два основных типа повреждений, которым подвержены изломы: механические и химические [1].

Механические повреждения могут происходить по разным причинам, включая соударение с другими деталями. Это возможно во время разрушения или извлечения сломанного образца или частей детали, а также при перевозке их с одного места на другое. Поверхность излома может быть повреждена, если трогать ее руками, накладывать половинки разрушенного образца друг на друга или сдвигать их относительно друг друга. Необходимо избегать царапания излома острым инструментом. При перевозке излом нужно защитить тканью или ватой.

Химическое (коррозионное) повреждение излома можно предотвратить различными способами. Если это возможно, то лучше всего высушить излом, предпочтительно используя струю сухого сжатого воздуха, и затем поместить его в эксикатор или упаковать с

осушителем. Если не требуется анализа постороннего материала, присутствующего на поверхности излома (например, при исследовании изломов образцов, испытанных в лабораторных условиях), хорошим способом для сохранения излома и предотвращения его коррозии является применение покрытия. К покрытиям, предохраняющим излом от коррозии, предъявляют следующие требования: отсутствие химического воздействия на излом, полное и легкое удаление.

Изломы с большой поверхностью можно покрыть слоем свежего тавота. Другой способ заключается в помещении сломанного образца или детали в пластиковый контейнер с силикагелем. Широко используют пластиковые покрытия, сквозь которые хорошо виден излом. Эти пластиковые покрытия можно затем удалить, например, трихлорэтиленом. Покрытия могут быть напылены на излом, или излом можно окунуть в жидкий материал покрытия.

Другой метод защиты изломов – нанесение на их поверхность пластиковых реплик. Наиболее часто используют ацетат целлюлозы. Он может быть размягчен и удален с помощью метилацетата, ацетона или смеси диметилкетона и толуола. Ограничением для применения пластиковых реплик является то, что они редко могут быть полностью удалены. Это становится очевидным, когда изломы исследуют с помощью растрового электронного микроскопа.

Очистка поверхности изломов. Перед исследованием поверхность излома должна быть очищена, так как присутствие посторонних продуктов может исказить результаты анализа. Очистку ведут для удаления защитных покрытий, продуктов коррозии и посторонних осадков (например, пыли), которые могут закрывать часть излома или затруднять его интерпретацию. К очистке поверхности излома следует подходить очень осторожно. Рекомендовать метод полной очистки всей поверхности излома трудно, поскольку состав материала и степень проникновения его в неровности поверхности различны. Как правило, используют следующие основные методы очистки изломов [1]:

1. Обдувка сухим воздухом, при которой удаляются все посторонние, не плотно сцепленные с изломом материалы. Очистка мягкой волосяной щеткой способствует их удалению, но при этом

следует проявлять особую осторожность, чтобы не повредить поверхности излома. Недопустимо применение металлических или иных жестких щеток.

2. Обработка неорганическими растворителями – погружением или струей, подаваемой насосом, для удаления масла, пыли или пластиковых покрытий. Эта промывка может сопровождаться использованием ультразвука, нагревом растворителя или вакуумной очисткой.

3. Обработка слабыми кислотными или щелочными растворами (в зависимости от металла), которые воздействуют на осадки и практически не действуют на основной металл. Такую обработку используют только как крайнее средство, так как она может уничтожить тонкую структуру поверхности излома, делая бесполезным последующие микрофрактографические исследования. Для сплавов на основе железа используют уксусную и фосфорную кислоту, а также гидроокись натрия, при необходимости в нагретом состоянии. Можно также использовать некоторые другие растворы, соблюдая осторожность, чтобы предотвратить удаление включений из металлической основы. Весьма толстые слои ржавчины и окалины часто можно удалить растворами аммониевых солей лимонной и щавелевой кислот. Другой рекомендуемой операцией для сплавов на основе железа является погружение на 1–15 мин в 6 %-ный раствор соляной кислоты, содержащей 2 г/л гексаметилентетрамина. Используют также сульфаминовую кислоту. Для очистки изломов титановых сплавов лучше всего применять азотную кислоту. Поверхности изломов алюминиевых сплавов следует очищать органическими растворителями.

Если для очистки поверхности требуется растворить продукты засорения, то при этом не должно происходить растворения основного металла. При загрязнении поверхности излома маслом или смазкой, можно использовать органические растворители, например ацетон, трихлорэтилен и т.д. Если обработка погружением не дает положительных результатов, применяют обезжиривание в парах или с помощью ультразвука.

4. Ультразвуковая очистка с использованием водных моющих средств. Этот метод является эффективным и не приводит к повреждению излома. Ультразвук в сочетании с органическими растворителями, слабыми кислотными или щелочными растворами можно использовать для удаления грязи или осадков, когда этот

процесс затруднен. Продукты окисления и коррозии довольно успешно удаляются со стальных изломов при использовании одновременно ультразвука и катодной очистки в растворах карбоната натрия или гидроокиси натрия.

5. В последнее время для очистки поверхности изломов широко используются пластиковые реплики. Процесс нанесения и отделения пластиковых реплик обычно повторяется от двух до пяти раз. Несвязанные частицы при этом попадают в пластиковую реплику и закрепляются в ней. При отделении реплики они удаляются. Следует следить за тем, чтобы частицы пластика не остались на поверхности излома.

Следует помнить, что такие химические реакции, как окисление, затрагивают основной металл. Часть металла у поверхности излома разрушается в результате окисления, и удаление окисленного слоя не возвращает излом к его первоначальному виду. Никакой излом, который механически или химически поврежден до исследования, не может быть восстановлен до своего первоначального состояния никакими операциями очистки.

2.1.2. Разрезка изломов. Часто бывает необходимо отделить часть образца или детали, содержащую излом, от всего образца или детали для того, чтобы уменьшить величину исследуемого образца. Для большинства образцов или деталей простым способом отделения той ее части, где находится изучаемый излом, является использование пилы или отрезного абразивного круга. Рез должен находиться на достаточном расстоянии от излома, чтобы микроструктура металла вблизи поверхности излома не изменялась под влиянием нагрева. Предпочтительнее сухая разрезка, так как охлаждающая жидкость может вызвать коррозию излома или вымыть важные включения из его поверхности. Однако применение охлаждающей жидкости необходимо в тех случаях, когда сухую разрезку нельзя проводить на определенном расстоянии от излома во избежание нагрева области излома.

Многие приборы, используемые для исследования изломов, например растровые электронные микроскопы или рентгеновские дифрактометры, имеют специальные камеры или держатели образцов, размеры которых ограничивают предельные размеры исследуемых образцов. Поэтому крупногабаритные изломы разрезают на отдельные образцы. Ниже будут рассмотрены

особенности подготовки таких образцов для электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изломов. Однако следует указать некоторые общие требования:

1. Перед разрезанием крупногабаритного излома следует начертить схему излома с указанием различных зон и участков на его поверхности;

2. Указать другие особенности строения исследуемого излома: наличие вмятин, царапин, следов краски и т.д., учет которых необходим, если помимо изучения механизма разрушения, стоит задача установления причин разрушения конструкции или детали машины;

3. Указать на схеме линии предполагаемого разреза излома, пронумеровать образцы;

4. Поскольку в данном случае разрезанию подвергается сама поверхность излома, ширина реза и искажение структуры должны быть минимальными. Поэтому данную операцию лучше всего проводить электроискровым методом.

2.2. Проведение фрактографических исследований

Фрактографические исследования предполагают изучение строения изломов, без какой-либо дополнительной обработки, нарушающей их поверхность. Различают макро- и микрофрактографию. В последнем случае наибольшее распространение получили методы растровой электронной микроскопии (РЭМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа изломов. В последнее время для количественной оценки характеристик макро- и микрорельефа поверхности изломов все чаще используют конфокальный лазерный сканирующий микроскоп (КЛСМ). Однако следует заметить, что для успешного понимания механизмов разрушения металлических материалов и установления причин разрушения, например, промышленных конструкций, используют и другие методы исследования строения изломов и свойств материалов, отличные от рассмотренных в настоящей работе [2, 3].

2.2.1. Визуальное изучение изломов и фотографирование.

Исследование изломов начинают с визуального осмотра (без применения оптических средств), а затем проводят более детальное изучение излома с помощью лупы (если необходимо – с

подсветкой) или с помощью стереомикроскопа с небольшим увеличением. Результаты этих наблюдений должны регистрироваться. Их учитывают при последующем анализе механизмов разрушения или определении вероятных причин разрушения. При этом составляют перечень деталей поверхности, представляющих интерес для фотографирования с необходимым увеличением.

Следующий этап исследования – фотографирование общего вида разрушенного образца или детали и отдельных их частей. При этом необходимо фиксировать их размеры и состояние, а также описывать траектории разрушения по отношению к отдельным частям детали. За этим этапом работы следует фотографирование излома. Необходимо начинать с применения прямого освещения и предусмотреть использование косого освещения под различными углами. В дальнейшем на фотографию излома могут быть нанесены линии и метки, поясняющие особенности строения излома, определенные ранее при визуальном изучении (рис. 2.1).

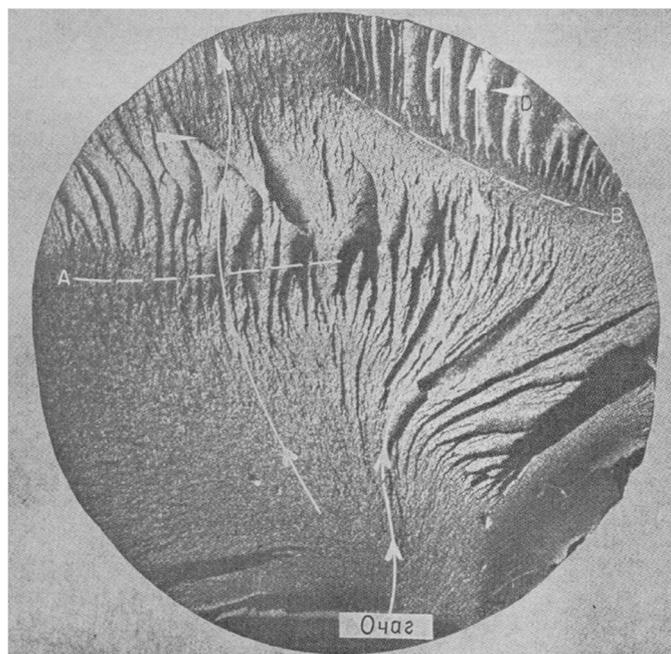


Рис. 2.1. Фотография при косом освещении ударного излома надрезанного прутка из стали с 12 % Cr [1]

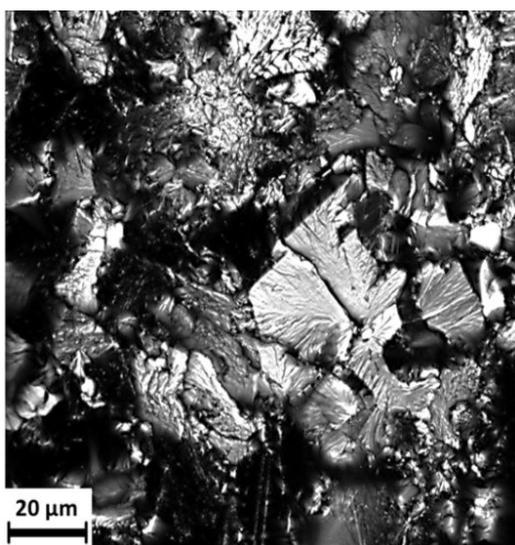
2.2.2. Конфокальный лазерный сканирующий микроскоп (КЛСМ) может быть использован для изучения и количественной оценки параметров как макро-, так и микрорельефа изломов [4]. Он обладает высокой глубиной резкости, не требует металлического

контакта и создания вакуума при исследовании объекта, т.к. является разновидностью оптического микроскопа и позволяет наблюдать объект в 3D формате [5].

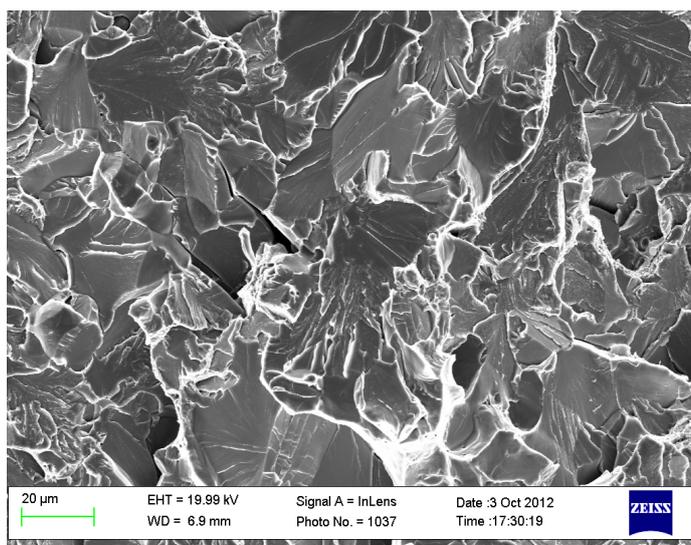
Сопоставление микрорельефов поверхности изломов в лазерном сканирующем и растровом электронном микроскопах, показало хорошую их идентичность в случае хрупкого разрушения материалов: в обоих случаях хорошо видны фасетки и трещины по границам зерен (рис. 2.2, *а–г*). Микрорельеф фасеток скола и межзеренного хрупкого разрушения наглядно демонстрирует изображение поверхности изломов в 3D формате (рис. 2.3, *а, б*).

В случае вязкого разрушения материала изображения, полученные в ЛСМ, менее информативны (рис. 2.2, *д, е*): практически не видны частицы в центре ямок. Однако в другом случае изображение в 3D формате позволяет более подробно изучить морфологию включений в стали (рис. 2.3, *в*).

Микрорельеф поверхности усталостных изломов достаточно адекватно отражается лазерной сканирующей микроскопией (рис. 2.2, *ж, з*) и может быть использован для оценки скорости распространения усталостной трещины по расстоянию между бороздками. Общий макро- и микрорельеф поверхности излома в очаге разрушения хорошо иллюстрирует изображение фрагмента усталостного излома в 3D формате (рис. 2.3, *г*).

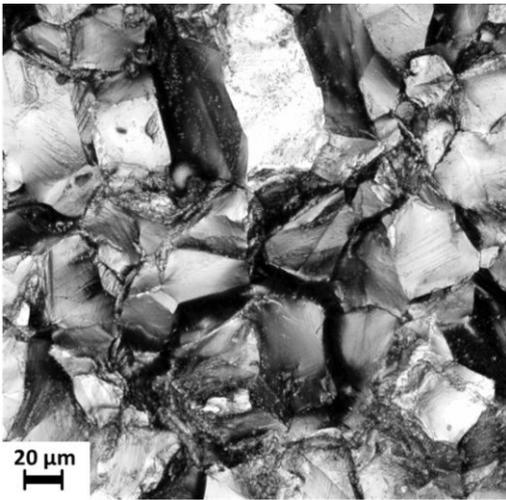


а)

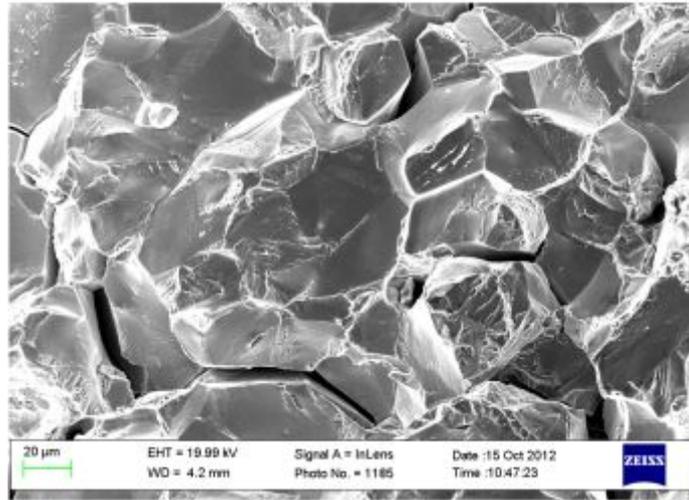


б)

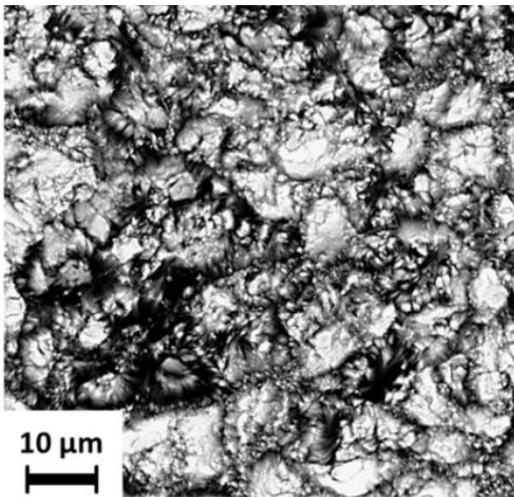
Рис. 2.2: *а, б* – транскристаллитный скол в стали 20ГЛ



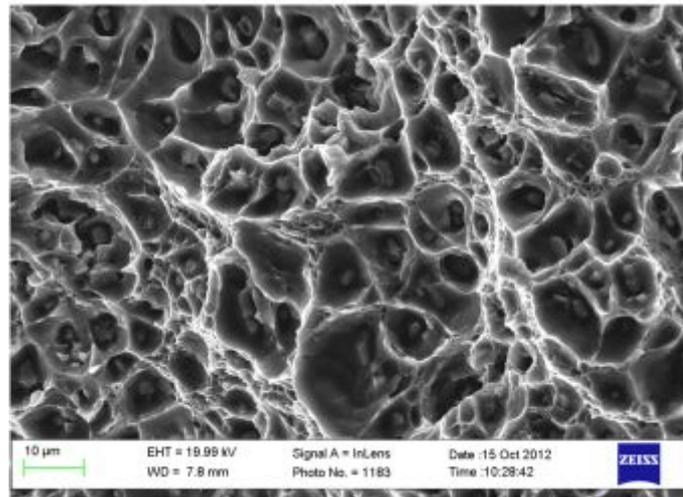
б)



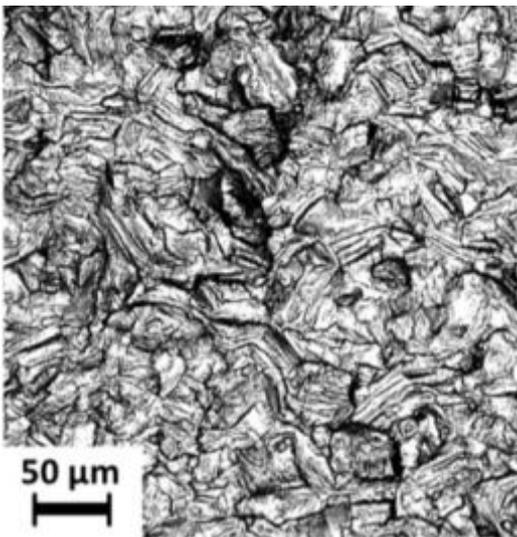
з)



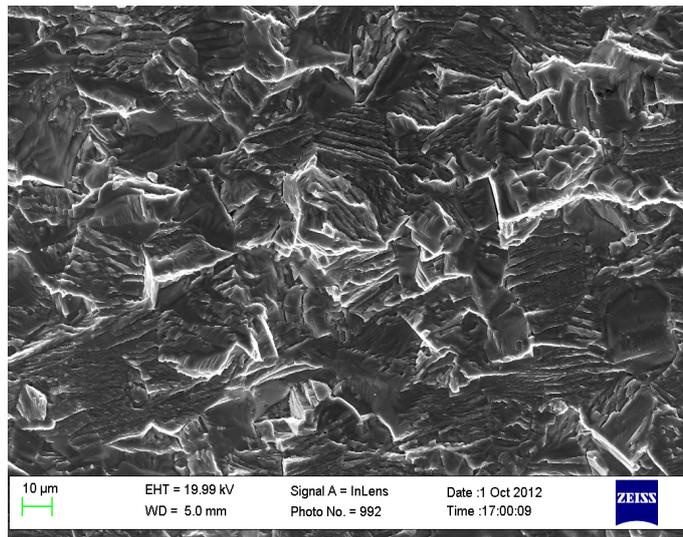
д)



е)

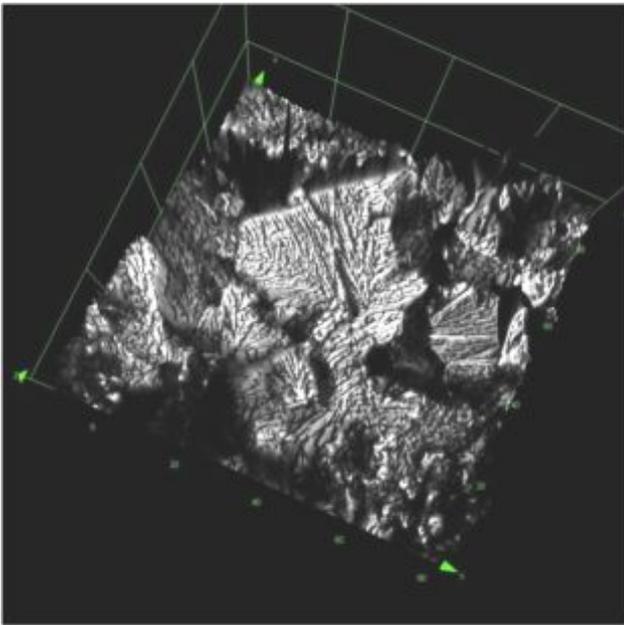


ж)

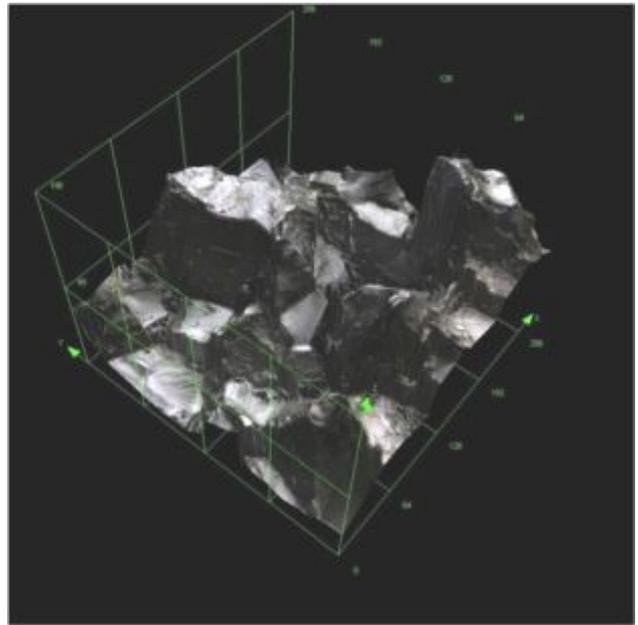


з)

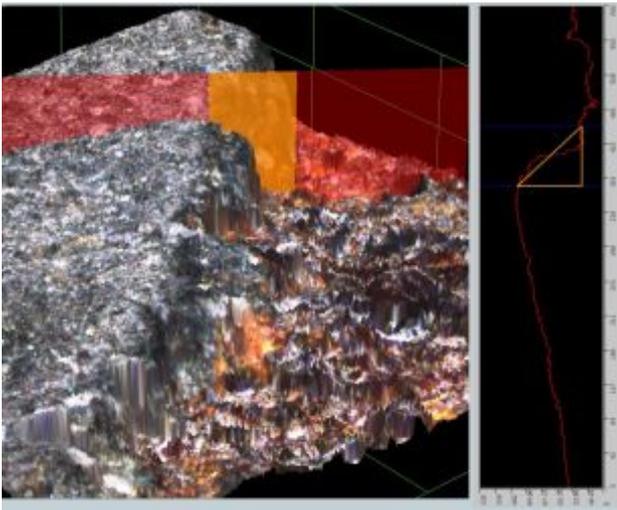
Рис. 2.2.: б, з – межзеренное хрупкое разрушение стали 110Г13, ж – ямочный микрорельеф излома сплава АК4-1, з – усталостное разрушение титана Grade 4. а, в, д, ж – КЛСМ Lext OLS4000; б, з, е, з – РЭМ SIGMA фирмы «ZEISS» [4]



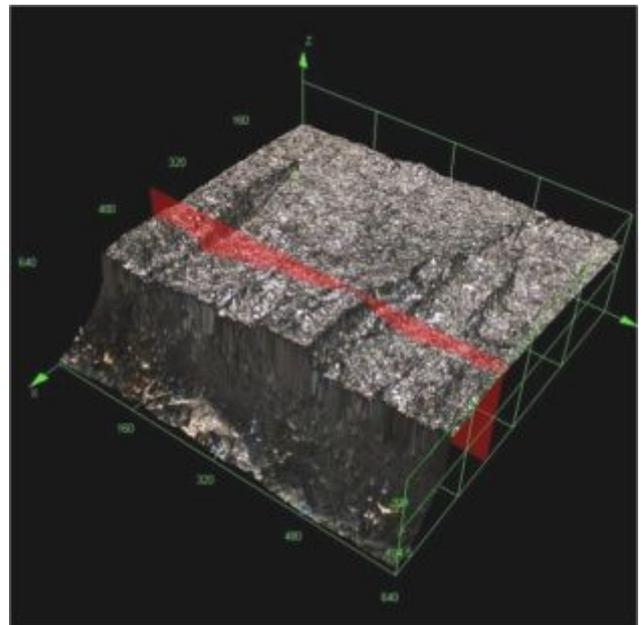
а)



б)



в)



г)

Рис. 2.3: а – транскристаллитный скол в стали 20ГЛ, б – межзеренное хрупкое разрушение стали 110Г13, в – граница раздела «включение–металл» в стали 20ГЛ, г – центральная часть очага усталостного разрушения образца из титана Grade 4 (в 3D формате, лазерный микроскоп *Lext OLS4000*) [4]

2.2.3. Растровая электронная микроскопия. Благодаря большой глубине фокуса растровый электронный микроскоп (РЭМ) создает кажущуюся объемность изображения и облегчает качественную интерпретацию топографии излома. Если желательно увеличить эффект объемности, то можно изготовить стерео

микрофотографии участка образца. Стереопары также можно использовать для измерения высоты и глубины рельефа изломов при определении объема или площади поверхности разрушения [6–8].

Основное требование к образцу для исследования в РЭМ – достаточно малая величина, электропроводность и отсутствие намагниченности. Малая величина образца необходима, чтобы его можно было поместить в камеру для образцов. Это часто требует разрезки изломов или изготовления толстых одноступенчатых или двухступенчатых реплик. Необходимо также, чтобы образец, подвергаемый изучению в РЭМ, был электропроводен. При фрактографическом исследовании металлической поверхности таких проблем не возникает, если на этой поверхности нет слоя продуктов коррозии. Поэтому необходимо тщательно очистить металлические поверхности и удалить посторонние загрязнения. Остаточная намагниченность, особенно в деталях из сплавов железа и никеля, подвергавшихся намагничиванию при дефектоскопировании, весьма нежелательна. Если исследуемая деталь или часть ее не размагничены, то будет происходить дефокусировка, зонда и, как следствие, резкое снижение разрешающей способности.

При исследовании в РЭМ пластиковых реплик на изучаемую поверхность (путем вакуумного напыления или иным методом) наносят сплошное электропроводное покрытие из некорродирующего металла (палладия, платины или смеси угля и платины) толщиной около 100 Å. Нанесение электропроводных покрытий может быть также рекомендовано перед исследованием металлической поверхности, покрытой непроводящим слоем продуктов коррозии, оставшимся после очистки. Обычно чистый металлический образец можно прямо устанавливать в РЭМ, обеспечив электрический контакт с держателем.

При исследовании объектов в РЭМ следует придерживаться следующих рекомендаций [7]. Образец следует устанавливать в держателе таким образом, чтобы рассматривать детали разрушения в направлении преимущественного развития излома. Каждый излом при распространении магистральной трещины сопровождается образованием вторичных трещин, которые образуют ветвления от основного преимущественного направления, неравномерно расходящиеся в глубину. Вторичные трещины хорошо видны при визуальном наблюдении. Это относится также к

ветвящимся микротрещинам в усталостных изломах. Следует обращать внимание на часто повторяющиеся признаки (особенности) на поверхности разрушения и не заострять его на многочисленных случайных явлениях.

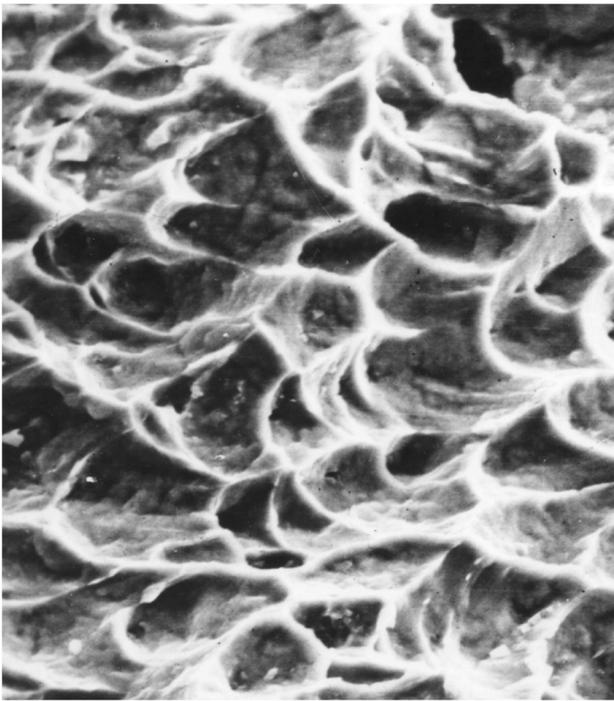
При необходимости в РЭМ могут быть использованы различного рода приспособления и вспомогательное оборудование. К ним относятся, например, спектрометры, микроанализаторы, различные детекторы и приспособления для исследования образцов на просвет, для растяжения, нагрева и охлаждения образцов и т. д.

2.2.4. Просвечивающая электронная микроскопия.

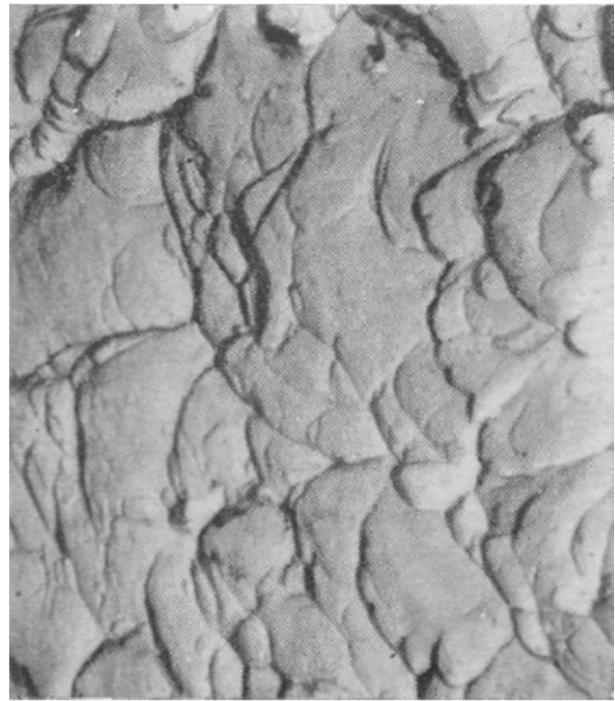
Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) поверхности изломов с использованием реплик применяется сравнительно редко из-за сложности процесса получения и исследования реплик. Однако использование реплик обеспечивает уникальную возможность передачи информации о топографии поверхности образца в виде точного «факсимиле», которое при этом можно перемещать и изучать в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) [1, 8]. Использование реплик особенно удобно в тех случаях, когда изучаемая поверхность разрушения расположена на крупной конструкции, резервуаре или машине, которые не могут быть перемещены в лабораторию.

При изготовлении реплик необходима тщательная очистка поверхностей разрушения от возможных загрязнений. Первоначальная стадия очистки подробно обсуждается в разделе 2.1.1. Заключительная стадия очистки перед изготовлением реплики обычно заключается в последовательном наложении и механическом отделении нескольких пластиковых пленок. Эти пленки должны быть относительно толстыми (по меньшей мере 0,125 мм). Перед удалением их следует полностью высушить, чтобы куски пленок не прилипли к поверхности разрушения и при отделении не остались на ней. Поскольку такие куски трудно обнаружить и, следовательно, сразу удалить, они представляют собой артефакты, которые могут быть перенесены на окончательную реплику.

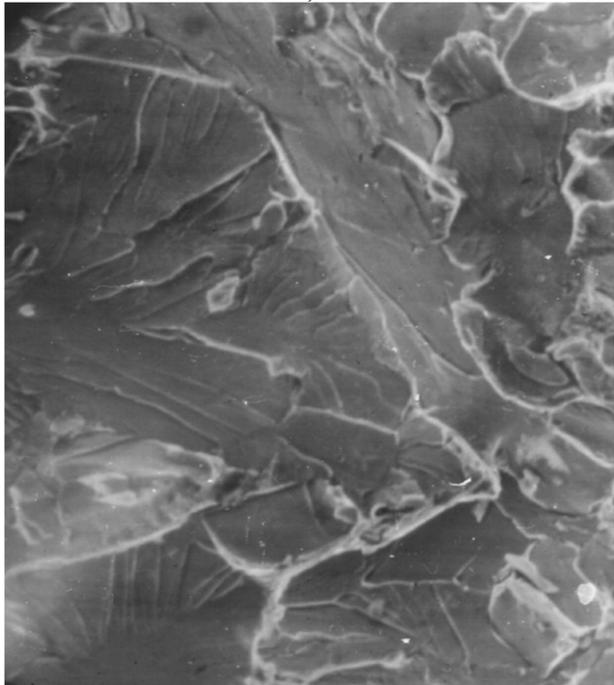
На рис. 2.4 представлены микрорельефы вязкого (ямки) и хрупкого (скол) изломов сталей, полученных в растровом и просвечивающем электронных микроскопах, позволяющие судить об особенностях изображения в РЭМ и ПЭМ.



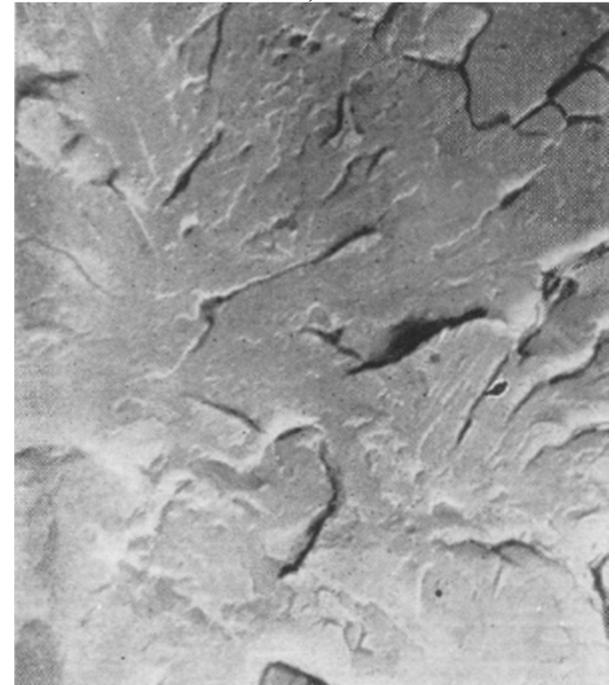
а)



б)



в)



г)

Рис. 2.4: а, б – ямочный микрорельеф изломов аустенитной стали,
в, г – транскристаллитный скол углеродистой стали:
а, в – РЭМ; б, г – ПЭМ [4]: а – $\times 1000$; б – $\times 5000$; в – $\times 2000$; г – $\times 6000$

Как растровый электронный микроскоп (РЭМ), так и просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) имеют свои преимущества и недостатки. Ни один из этих микроскопов не перекрывает полного диапазона возможностей другого, при этом

каждый из них выполняет при фрактографических исследованиях достаточно важные функции.

2.3. Рентгеноструктурный анализ изломов

В отличие от большинства известных методов исследования пластических зон у вершины трещины или под поверхностью изломов, таких как измерение микротвердости и шероховатости, химического травления, рекристаллизации и т.д., рентгеноструктурный анализ занимает особое место, так как позволяет не только определять количество, размеры и форму пластических зон, но и дать количественную оценку структурным изменениям материала в данных зонах.

Методики исследования пластических зон под поверхностью изломов рентгеновским методом включают в себя всю совокупность вопросов, касающихся подготовки образцов, условий их съемки и обработки полученных результатов. Условия и ограничения, которые предъявляются при постановке задачи анализа структуры деформированных поликристаллов к качеству образца и эталона, а также некоторые особенности съемки их на рентгеновских дифрактометрах и методы обработки полученной информации достаточно полно изложены в известных учебниках и монографиях, а также в отдельных статьях по рентгеноструктурному анализу, например в [9–12, 16–21]. Кроме того, во ВНИИНМАШ изданы рекомендации Р 50-54-52-88 [22] и Р 50-54-52/2-94 [23] по рентгеновскому методу определения глубины пластических зон под поверхностью изломов и структурных изменений материала в данных зонах.

Поверхность изломов является необычным объектом для рентгеноструктурного анализа. Отдельные зоны и участки, имеющиеся на изломе, шероховатость поверхности, наличие градиентов деформации материала, как по глубине излома, так и вдоль направления развития трещины – все это предъявляет особые требования к подготовке объектов исследования и методике рентгенографирования.

2.3.1. Влияние характеристик строения изломов на ширину рентгеновских дифракционных линий. При рентгенографировании изломов шероховатость облучаемой поверхности приводит к уширению дифракционных линий и падению их интенсивности.

Кроме того, установка изломов в держателе образца дифрактометра всегда сопряжена с некоторой дефокусировкой (смещением поверхности образца от плоскости фокусировки гониометра). Наличие дефокусировки также оказывает влияние на характеристики дифракционных линий. Специально проведенные исследования показали [9–12, 18, 20], что на уширение дифракционных линий в большей степени влияет максимальное значение шероховатости поверхности, а не профиль поверхности. Так, максимальная шероховатость поверхности ударных изломов стали 45 (рис. 2.5) оказывают на уширение дифракционной линии $(220) K_{\alpha 1}$ такое же влияние, что и шероховатость образцов пилообразного профиля из той же стали. При этом, как показано в работе [20], интенсивность линии уменьшается на 20–50 %.

Из рассмотренного примера можно сделать вывод, что шероховатость облучаемой поверхности оказывает на ширину рентгеновской дифракционной линии меньшее влияние, чем предполагалось раньше [24]. Практически только шероховатость поверхности вязких изломов оказывает существенное влияние на ширину и интенсивность дифракционных линий [9, 10, 18, 21]. Следует, однако, иметь в виду, что наряду с шероховатостью иногда имеет место и кривизна поверхности излома, влияние которой на ширину дифракционной линии можно рассматривать аналогично влиянию дефокусировки образца.

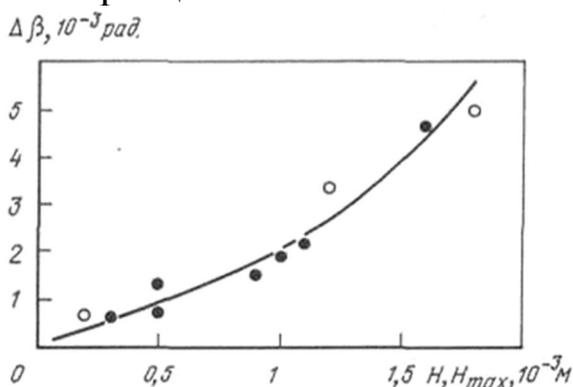


Рис. 2.5. Зависимость уширения ($\Delta\beta$) рентгеновской дифракционной линии $(220) K_{\alpha 1}$ Fe от величины шероховатости (H) образцов из стали 45 с постоянным пилообразным профилем (темные точки) и максимальной шероховатости (H_{max}) изломов стали 45 (светлые точки)

При дефокусировке образца, вызванной перемещением облучаемой поверхности от плоскости фокусировки дифрактометра в

одну или другую сторону, наблюдается смещение дифракционных линий сообразно направлению перемещения образца. Однако, как показано в работах [9, 10, 12], если дефокусировка образца не превышает $(0,5-0,7) \cdot 10^{-3}$ м, то на ширину дифракционной линии такая дефокусировка практически не оказывает существенного влияния. Это вполне приемлемо с практической точки зрения, так как специальные приемы и применение дополнительных приспособлений, как правило, обеспечивают такую точность установки излома в держателе образца дифрактометра.

Изломы металлических материалов имеют градиенты деформации материала в пластических зонах, как по глубине, так и вдоль направления распространения трещины (в усталостных изломах). Поэтому при оценке структурных изменений материала на поверхности изломов при заданной длине трещины дифракционные линии будут характеризовать усредненное значение структурных изменений в эффективно рассеивающем слое материала в области длин трещин, ограниченных шириной облучения. Иными словами, экспериментальное значение ширины дифракционных линий будет иметь определенную погрешность, обусловленную прохождением излучения вглубь образца и шириной облучаемой на изломе области [10, 20]. В общем случае величина данной погрешности будет зависеть от градиентов деформации материала в образце, вида излучения и геометрических условий съемки.

В работах [10, 20] показано, что при рентгенографировании поверхности усталостного излома стали 15Х2МФА на расстоянии $l_0 = 2 \cdot 10^{-3}$ м от очага разрушения (зона ускоренного развития трещины) в $Co K_{\alpha}$ -излучении (ширина облучаемой области на изломе равна $d = 0,73 \cdot 10^{-3}$ м), относительная погрешность ширины дифракционной линии (220) $K_{\alpha 1}$, обусловленная наличием градиента деформации материала по глубине образца, равна 9,8 %, а погрешность, обусловленная шириной облучаемой области – 2,1 %.

Из приведенного примера видно, что основная погрешность в значении ширины дифракционной линии при исследовании изломов, в частности усталостных, связана с наличием градиента деформации материала по глубине.

Наиболее распространенные методы исследования тонкой кристаллической структуры (субструктуры) материала по интегральной ширине дифракционных линий требуют данных о

ширине (уширении) дифракционных линий разного порядка отражения [13, 14]. При рентгенографировании поверхности изломов на дифрактометре из-за различия эффективно рассеивающих слоев материала и ширины облучаемой области на образце, обусловленных различными углами падения первичного рентгеновского пучка на образец, возникает нарушение в соотношении ширины линий разного порядка отражения, а, следовательно, и погрешность в определении параметров тонкой кристаллической структуры материала. В работе [20] приведен пример оценки погрешности ширины дифракционных линий при исследовании тонкой кристаллической структуры на поверхности усталостного излома стали 15Х2МФА на расстоянии $l_0 = 2 \cdot 10^{-3}$ м от очага разрушения (условия съемки те же, что и в предыдущем случае). Погрешность ширины дифракционной линии (220) $K_{\alpha 1}$ за счет различной толщины эффективно рассеивающих слоев материала составляет 9,1 %, а линии (110) $K_{\alpha 1}$ за счет различной ширины облучаемой области – 0,31 %.

Как видно, максимальная погрешность в соотношении ширины линий разного порядка отражения также обусловлена наличием градиента деформации материала вглубь образца. С практической точки зрения, если данная погрешность не превышает точности определения ширины соответствующих линий, ею можно пренебречь. В противном случае наличие такой погрешности ставит под сомнение правильность оценки параметров тонкой кристаллической структуры материала вблизи поверхности изломов.

Для устранения погрешности, связанной с различной толщиной эффективно рассеивающих слоев материала при регистрации линий разного порядка отражения, предложен [20] способ несимметричной съемки на дифрактометре образцов, имеющих градиенты деформации материала по толщине. Данный способ обеспечивает равную толщину эффективно рассеивающих слоев материала при получении линии разного порядка отражения.

2.3.2. Подготовка образцов к исследованию и выбор условий съемки. Подготовка объекта к исследованию заключается в том, что из крупногабаритного излома вырезают образец, размеры и форма которого позволяют устанавливать его в держателе образца дифрактометра. Поскольку держатель образца дифрактометра не приспособлен для крепления изломов, установку последнего осуществляют с помощью различного рода приспособлений [9, 10,

12], позволяющих проводить выставку заданного участка на поверхности излома под первичный рентгеновский пучок. Допускается крепление изломов в держателе образца дифрактометра без дополнительных приспособлений.

При выборе условий съемки обычно руководствуются требованием хорошего углового разрешения и достаточно высокой интенсивности дифракционных отражений. Однако при рентгенографировании поверхности изломов принципиальное значение приобретает локальность исследования – объем металла, участвующий в отражении рентгеновских лучей. О необходимости учета толщины эффективно рассеивающего слоя материала при съемке поверхности изломов отмечалось выше. Известные методы уменьшения толщины эффективно рассеивающего слоя материала связаны либо с выбором соответствующего излучения, либо с изменением угла падения первичного пучка на образец [13–15].

Необходимость учета размеров и формы облучаемой области вытекает из особенностей строения изломов и круга решаемых задач. На поверхности статических, ударных, усталостных и других видов изломов имеются зоны и участки, различающиеся размером, формой, степенью шероховатости и, самое главное, механизмом разрушения материала в пределах данных зон. Поэтому важно дать дифференцированную оценку структурных изменений материала в каждой из таких зон и участков на поверхности изломов.

При съемке изломов на дифрактометре размеры и форму облучаемой области задают с помощью ограничивающих щелей, устанавливаемых на пути первичного рентгеновского пучка.

2.3.3. Определение искаженности кристаллической структуры материала на поверхности излома. Как уже отмечалось ранее, ширина рентгеновской дифракционной линии, полученная при съемке поверхности излома, характеризует усредненное значение искаженности кристаллической структуры материала в эффективно рассеивающем слое материала в области длин трещин, ограниченных шириной облучения. Если шероховатость поверхности изломов не превышает $5 \cdot 10^{-4}$ м, то вкладом ее в суммарное значение уширения дифракционной линии от деформации и шероховатости можно пренебречь [9, 10, 12]. В этом случае для определения физического уширения дифракционной линии в качестве эталонной ширины линии рекомендуется [9, 10, 22]

использовать линию, полученную с исследуемого образца на расстоянии от поверхности излома заведомо превышающем глубину пластических зон.

Если шероховатость поверхности изломов превышает вышеуказанную величину, то ею пренебречь нельзя. В этом случае для исключения влияния шероховатости поверхности на физическое уширение дифракционных линий в качестве эталона чаще всего используют излом второй половины разрушенного образца или детали (или другой образец с такой же шероховатостью), термообработанный для снятия наклепа у его поверхности [9, 10, 22]. Если это невозможно, то производят съемку исследуемого образца в недеформированной области, а поправку на шероховатость поверхности определяют по предварительно построенному графику «уширение линии – шероховатость поверхности» для исследуемой линии.

На ширину (уширение) дифракционных линий оказывает влияние также неидентичность установки исследуемого излома в держателе образца дифрактометра при его многократной переустановке, которое имеет место в случае определения глубины пластических зон методом послойного стравливания излома [9, 10, 22]. Для уменьшения вклада вышеуказанной погрешности количество съемок должно быть не менее 3–5 раз [22]. При этом излом следует каждый раз заново устанавливать в держателе образца дифрактометра.

2.3.4. Определение глубины пластических зон под поверхностью излома методом послойного стравливания. Глубину пластических зон под поверхностью излома по методу послойного стравливания поверхности излома [9, 10, 22] определяют по изменению ширины (уширения) дифракционной линии после многократного стравливания и последующего рентгенографирования поверхности излома. Операции стравливания и последующей съемки поверхности излома повторяют до тех пор, пока ширина дифракционной линии не достигнет величины, характерной для недеформированного материала. Это свидетельствует о том, что деформированный слой металла у поверхности излома полностью стравлен. Травитель подбирают таким образом, чтобы на поверхности излома не наблюдалось вытравливание отдельных фаз

или других структурных элементов материала. Очень эффективно электрохимическое травление.

Минимальная толщина стравленного слоя металла с поверхности излома за одно травление составляет, как правило, не менее половины толщины эффективно рассеивающего слоя металла при его рентгенографировании [10, 22]. Оптимальная толщина стравливаемого слоя зависит от вида излома, задачи исследования и должна обеспечить необходимое количество точек для построения кривой «ширина (уширение) дифракционной линии – толщина стравленного слоя металла» [10, 22].

После завершения процессов травления и съемки излома строят графическую зависимость изменения ширины (уширения) дифракционной линии от толщины стравленного слоя металла с поверхности излома в линейных или полулогарифмических координатах (рис. 2.6, а, б).

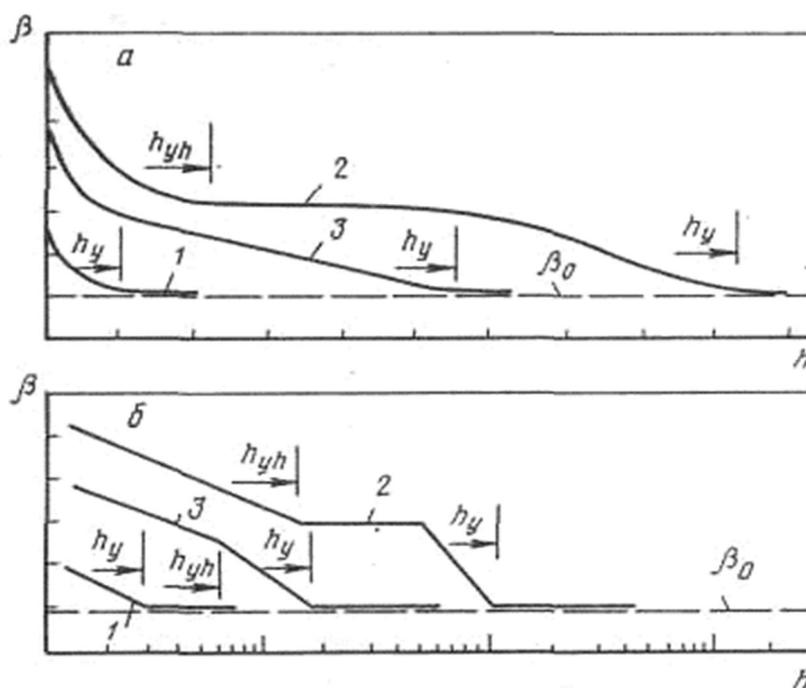


Рис. 2.6. Схема изменения ширины рентгеновской дифракционной линии в зависимости от толщины стравленного слоя металла с поверхности излома в линейных (а) и полулогарифмических (б) координатах:

1 - одна пластическая зона h_y ; 2 - две пластические зоны: h_{yh} и h_y ; 3 - переходное состояние. B_0 – ширина линии, полученная с недеформированного металла

За глубину пластической зоны принимают расстояние от начала координат до точки выхода кривой на горизонтальное плато (рис. 2.6, а) или до точки перелома (рис. 2.6, б). Число переходов на

горизонтальное плато (точек перелома на кривой) определяет количество пластических зон под поверхностью излома.

Если под поверхностью излома выявлено две пластические зоны, то принято [10, 22] первую от поверхности излома зону называть микрозоной и обозначать h_{yh} , а следующую за ней – макрозоной и обозначать h_y (рис. 2.6, а, б, кривая 2).

Следует заметить, что возможны случаи, когда четкое разделение пластических зон на микро- и макрозону затруднено или вообще невозможно (рис. 2.6, а, б, кривая 3). Рассматриваемому случаю соответствует условие, когда разрушение произошло в переходной области локального напряженного состояния материала у вершины трещины от плоской деформации к плоскому напряженному состоянию [10, 25].

Множественное стравливание поверхности изломов, особенно вязких, приводит к уменьшению ширины дифракционных линий не только за счет стравливания верхних, более деформированных слоев материала, но и вследствие уменьшения шероховатости поверхности при ее сглаживании в процессе травления [19]. Для изломов с шероховатостью меньшей $5 \cdot 10^{-4}$ м данным эффектом можно пренебречь и глубину пластических зон определять по графику «ширина линии – толщина стравленного слоя металла» [22]. Если шероховатость излома больше, чем $5 \cdot 10^{-4}$ м, следует производить съемку с эталоном, а глубину пластических зон определять по графику «физическое уширение линии – толщина стравленного слоя металла». Эталонный образец травят одновременно с изломом, чтобы исключить погрешность, связанную с эффектом сглаживания поверхности при травлении.

2.3.5. Измерение толщины стравленного слоя металла с поверхности излома. Стравливание металла с поверхности изломов – это сложный и, в значительной мере, неконтролируемый процесс. На интенсивность травления отдельных участков излома оказывает влияние его рельеф, деформационный наклеп поверхностных слоев материала, как правило, неоднородный, локальный разогрев и другие факторы. Поэтому после продолжительного травления наблюдается сглаживание профиля излома. Учесть все вышеперечисленные факторы, влияющие на данный процесс, практически не представляется возможным. Поэтому о толщине стравленного слоя металла с поверхности

изломов судят, в большинстве случаев, либо по уменьшению толщины или диаметра образца после травления, замеренного в плоской его части, либо с поверхности излома, но без учета изменения его профиля [26].

Поскольку погрешность измерения толщины стравленного слоя металла с поверхности изломов оказывает существенное влияние на точность определения глубины пластических зон, в работах [10, 19] предложен емкостный способ измерения толщины стравленного слоя, учитывающий изменение профиля излома в процессе травления [22]. Сущность предложенного способа иллюстрирует схема, представленная на рис. 2.7.

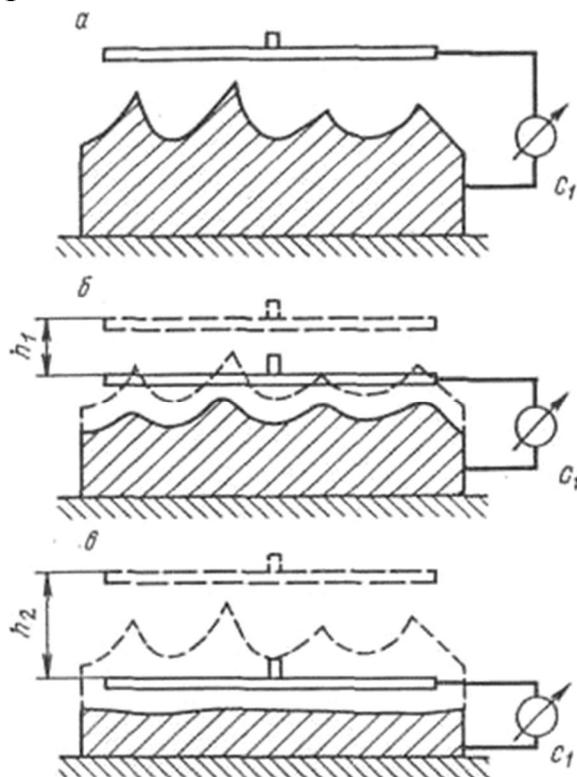


Рис. 2.7. Схема положения электрода при емкостном способе измерения толщины стравленного слоя металла с поверхности излома:
 а – до травления; б, в – после травления излома [22]

До начала травления в непосредственной близости от поверхности излома помещают электрод, размеры и формы которого соответствуют исследуемому участку на поверхности излома (рис. 2.7, а). Электрод и поверхность излома образуют конденсатор емкостью C_1 . Для увеличения емкости такого конденсатора электрод может быть изготовлен из мягкого металла, которому, путем предварительного частичного вдавливания, придают профиль, близкий к поверхности излома, а зазор между электродом и изломом

может быть заполнен касторовым маслом ($\epsilon = 4,2$). После травления профиль излома будет иметь вид заштрихованной фигуры со сглаженными гребнями, изображенной на рис. 2.7, б. Для оценки толщины стравленного слоя металла с поверхности излома электрод перемещают параллельно самому себе в направлении поверхности излома до тех пор, пока емкость между электродом и изломом не будет равна первоначальному значению C_1 , (рис. 2.7, б). Затем измеряют величину перемещения h_1 , которая и будет равна усредненному значению толщины стравленного слоя металла с поверхности излома. Аналогичным образом определяют толщину стравленного слоя металла с поверхности излома h_2 и при последующих актах травления (рис. 2.7, в). Поскольку при перемещении подвижного электрода каждый раз выставляют одно и то же значение емкости C_1 , то последнюю измеряют с постоянной погрешностью, не влияющей на конечный результат измерения толщины стравленного слоя металла с поверхности излома.

При травлении излома необходимо дополнительно учитывать толщину стравленного слоя металла с базовой поверхности.

Преимуществом емкостного способа измерения толщины стравленного слоя металла с поверхности излома по сравнению с традиционным (по изменению толщины образца в плоской части) является то, что он позволяет судить об усредненной величине стравленного слоя по всей исследуемой поверхности, с учетом изменения профиля излома в процессе травления. Недостатком емкостных способов является их высокая трудоемкость. Поэтому выбор того или иного способа измерения толщины стравленного слоя металла с поверхности излома следует проводить в каждом конкретном случае с учетом задач проводимого исследования и требований точности измерения.

2.3.6. Метод последовательной съемки шлифа, расположенного нормально к поверхности излома.

По данному методу [9, 10, 22] в заданном участке исследуемого образца изготавливают шлиф, расположенный нормально к поверхности излома (рис. 2.8). Удаляют с поверхности шлифа (химическим или электрохимическим методом) наклепанный слой материала (не менее $3 \cdot 10^{-4}$ м), предварительно защитив излом от травления. Затем производят последовательную съемку шлифа с

выбранным шагом перемещения в направлении от поверхности излома вглубь образца (или наоборот) (рис. 2.8).

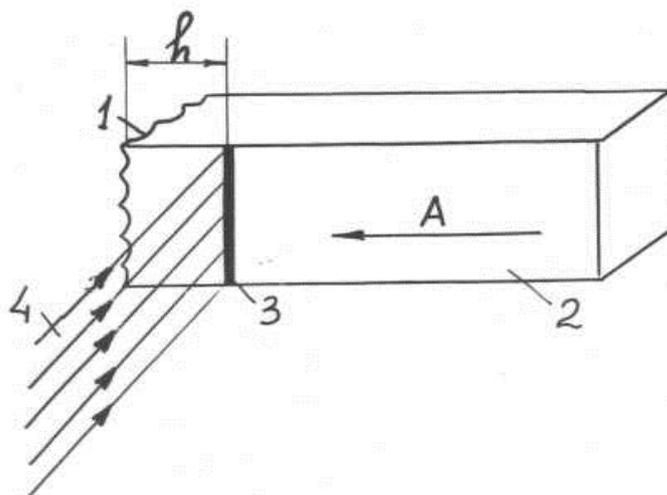


Рис. 2.8. Схема съемки шлифа, расположенного нормально к поверхности излома:

1 – излом; 2 – шлиф; 3 – облучаемая область; 4 – рентгеновский пучок;
 A – направление перемещения образца относительно рентгеновского пучка;
 h – расстояние от поверхности излома до места очередной съемки

За начало отсчета принимают линию, проходящую через середину выступов гребней [9, 10, 22]. Минимальный шаг перемещения шлифа относительно рентгеновского пучка равен, как правило, половине размера облучаемой области в направлении перемещения [9, 10, 22]. Для увеличения протяженности пластических зон на поверхности шлифа допускается изготовление косо шлифа. О глубине пластических зон, как и в случае послойного стравливания излома, судят по изменению ширины дифракционной линии или по размытию рефлексов при микропучковой съемке, использование которой в данном случае оправданно.

Использование метода последовательной съемки шлифа целесообразно в том случае, когда глубина пластической зоны под поверхностью излома составляет несколько миллиметров, что позволяет получить достаточное количество экспериментальных точек, необходимых для построения кривой «ширина линии – расстояние от поверхности излома». При этом исключается погрешность в определении глубины пластических зон, связанная с травлением поверхности излома. Однако шероховатость поверхности излома, особенно вязкого, влияет на выбор начального положения

рентгеновского пучка, а, следовательно, вносит существенный вклад в погрешность определения глубины пластических зон.

2.3.7. Погрешности определения глубины пластических зон под поверхностью изломов. Погрешность определения глубины пластических зон с использованием способа послойного травливания излома включает в себя [22]:

1. Погрешности определения ширины (уширения) дифракционной линии, полученной при рентгенографировании поверхности излома, в том числе:

- связанные с рентгеновской аппаратурой и методом рентгеноструктурного анализа;
- расчета ширины (уширения) дифракционной линии;
- из-за неточной установки излома в держателе образца дифрактометра при съемке заданного участка;
- вследствие уменьшения шероховатости и изменения профиля излома в процессе травления;
- из-за наличия градиента деформации материала в пластических зонах;
- вследствие структурных изменений в образце, возможных в процессе его травления.

При этом погрешность, связанную с неточной установкой излома в держателе образца дифрактометра можно свести до минимума точной и идентичной установкой исследуемого образца в держателе дифрактометра. Погрешности, связанные с шероховатостью поверхности и градиентом деформации материала в пластических зонах практически не сказываются уже после травливания слоя металла толщиной $(3-5) \cdot 10^{-4}$ м. Погрешность, связанную со структурными изменениями в образце при травлении можно свести до минимума правильным выбором режимов травления.

2. Погрешности измерения толщины травленного слоя металла с поверхности излома емкостным методом, в том числе:

- вследствие неравномерного травления излома;
- из-за неидентичной установки образца на базовую поверхность при замере толщины травленного слоя;
- измерений емкости между электродом и образцом, составляющей 0,5 цены деления измерительного прибора;

- измерений перемещения электрода, составляющего 0,5 цены деления индикатора перемещения;

- связанные с изменением в процессе работы диэлектрических свойств используемого диэлектрика.

Погрешность, связанную с неидентичностью установки образца на базовую поверхность можно исключить, используя усовершенствующий емкостной метод, не требующий сохранения базовой поверхности. При тщательном выполнении всех операций суммарная погрешность измерения толщины стравленного слоя не превышает 10 % [22].

3. Погрешности выбора толщины слоя металла, стравливаемого с поверхности излома за один раз.

4. Погрешности графического нахождения точки перехода кривой «ширина линии – толщина стравленного слоя» на горизонтальное плато при использовании линейных координат или точки перелома этой кривой при использовании полулогарифмических координат.

Суммарная погрешность определения глубины пластических зон под поверхностью разрушения способом послойного стравливания излома составляет, как правило, 10–30 % и зависит от вида излома. В случае хрупких изломов, когда глубина пластической зоны соизмерима с глубиной эффективно рассеивающего слоя материала, погрешность может составить 100 %.

Суммарная погрешность определения глубины пластических зон под поверхностью разрушения путем последовательной съемки шлифа, расположенного нормально к поверхности излома, складывается из:

1. Погрешностей определения ширины дифракционной линии, полученной при рентгенографировании шлифа на заданном расстоянии от поверхности излома, связанных:

- с рентгеновской аппаратурой и методом рентгеноструктурного анализа;

- с расчетом ширины (уширения) дифракционной линии;

- с шириной облучаемой области в направлении перемещения шлифа;

- с наличием градиента деформации материала в направлении съемки;

- со смещением шлифа от плоскости фокусировки дифрактометра.

2. Погрешности, связанной с выбором начала отсчета расстояния от поверхности излома вглубь образца.

3. Погрешности измерения перемещения образца относительно рентгеновского пучка, составляющего 0,5 цены деления индикатора перемещения.

4. Погрешности графического нахождения точки перехода кривой «ширина линии – толщина стравленного слоя» на горизонтальное плато при использовании линейных координат или точки перелома этой кривой при использовании полулогарифмических координат.

Чтобы суммарная погрешность определения глубины пластических зон под поверхностью изломов данным способом не превышала 10–30 % необходимо соблюдать следующие условия:

- отношение ширины облучаемой области в направлении перемещения к глубине пластической зоны должно быть не менее 1:10;

- отношение максимальной шероховатости поверхности излома к глубине пластической зоны – не менее 1:10;

- при увеличении указанных соотношений более чем 1:5–1:3 метод неприменим [22].

2.3.8. Определение объемного содержания мартенситных фаз. Объемное содержание мартенситных фаз в эффективно рассеивающем слое материала на поверхности образцов или изломов в пределах облучаемой области определяют по интегральной интенсивности дифракционных линий (111) K_α γ -фазы, (110) K_α α -фазы и (101) K_α ϵ -фазы [23]. Выбор этих линий обоснован тем, что они связаны условием одновариантного фазового превращения, т.е. исходная ориентировка матричной фазы после превращения образует новые фазы в ориентации, почти полностью описываемой выбранными линиями [27], что сводит к минимуму влияние текстуры на соотношение интенсивностей вышеуказанных линий.

Расчет процентного содержания γ -аустенита, а также α - и ϵ -мартенсита производят по формулам:

$$V_\gamma = \frac{C_1 \cdot I_{111\gamma}}{C_1 \cdot I_{111\gamma} + C_2 \cdot I_C + C_3 \cdot I_{101\epsilon}} \cdot 100\% , \quad (2.1)$$

$$V_{\alpha} = \frac{C_2 \cdot I_C - C_4 \cdot I_{101\epsilon}}{C_1 \cdot I_{111\gamma} + C_2 \cdot I_C + C_3 \cdot I_{101\epsilon}} \cdot 100\% , \quad (2.2)$$

$$V_{\epsilon} = \frac{C_5 \cdot I_{101\epsilon}}{C_1 \cdot I_{111\gamma} + C_2 \cdot I_C + C_3 \cdot I_{101\epsilon}} \cdot 100\% . \quad (2.3)$$

Коэффициенты C_1 – C_5 для различных излучений представлены в табл. 2.1. За $I_{111\gamma}$, $I_{101\epsilon}$ и $I_C = I_{110\alpha} + I_{002\epsilon}$ принимают интегральную интенсивность соответствующих дифракционных линий (в последнем случае на линию (110) K_{α} α -фазы накладывается линия (002) K_{α} ϵ -фазы).

Таблица 2.1

Коэффициенты для расчета объемного содержания фаз

Вид излучения	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
Fe K_{α}	2,459	1,799	2,025	0,444	2,469
Co K_{α}	2,012	1,476	1,692	0,378	2,069

При рентгенографировании поверхности изломов (особенно вязких) совместный вклад искаженности кристаллической структуры и шероховатости поверхности приводит к значительному уширению рентгеновских дифракционных линий. На таких дифрактограммах, как правило, не наблюдается полного разделения линий (110) K_{α} α -фазы и (111) K_{α} γ -фазы. В этом случае графическое разделение данных линий проводят, основываясь на требовании симметричности линий. Такое разделение вносит дополнительную погрешность в определение фазового состава стали в 3–10 % [23], в зависимости от степени взаимного наложения линий.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Как подготовить образцы к фрактографическим исследованиям изломов?
2. Какие методы существуют для проведения фрактографических исследований?
3. Как проводят рентгеноструктурный анализ изломов?
4. Как определяют толщины стравленного слоя металла с поверхности излома?
5. Как определяют глубину пластических зон под поверхностью излома?

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ К РАЗДЕЛУ 2

1. Фрактография и атлас фрактограмм: справ. изд. / пер. с англ.; под ред. Дж. Феллоуза. М.: Металлургия, 1982. 489 с.
2. Испытание материалов: справочник / пер. с нем.; под ред. Х. Блюменауэра. М.: Металлургия, 1979. 448 с.
3. Кудря А. В. Анализ изображений структур и изломов в материаловедении. // Перспективные материалы. Структура и методы исследования: учеб. пособие / под ред. Д. Л. Мерсона. ТГУ: МИСиС, 2006. С. 397–416.
4. Клевцов Г. В., Мерсон Е. Д. О возможности использования конфокального лазерного сканирующего микроскопа для исследования микрорельефа поверхности разрушения металлических материалов // Фундаментальные исследования. 2012. № 11(5). С. 1185–1189.
5. Novis D. V., Heuer A. H. The use of laser scanning confocal microscopy (LSCM) in materials science // Journal of Microscopy. 2010. V. 240, N. 3. P. 173–180.
6. Lane G. S. Dimensional Measurements // The Use of the Scanning Electron Microscope. New York, 1972. P. 219.
7. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справ. изд. / Энгель Л., Клингеле Г.; пер. с нем. М. Металлургия, 1986. 232 с.
8. Электронномикроскопическая фрактография (альбом) / под ред. Л. М. Утевского. М.: Металлургия, 1973. 44 с.
9. Клевцов Г. В., Швец Г. Б. Рентгеноструктурный анализ как метод исследования изломов. Л.: Машиностроение. 1986.
10. Клевцов Г. В., Ботвина Л. Р., Клевцова Н. А., Лимарь Л. В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М. МИСиС, 2007. 264 с.
11. Taira S., Tanaka K. Study of fatigue crack propagation by X-ray diffraction approach // Eng. Fract. Mech. 1972. № 4. P. 925–938.
12. Клевцов Г. В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. М. МИСИС, 1999. 112 с.
13. Русаков А. А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 479 с.
14. Уманский Я. С., Скаков Ю. А., Иванов А. Н., Расторгуев Л. Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия. 1982, 632 с.

15. Вишняков Я. Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. М.: Металлургия, 1975. 480 с.
16. Штремель М. А., Капуткина Л. М., Сабсай А. И. Погрешности измерения интенсивности в дифрактометрии // Заводская лаборатория. 1969. Т. 35. № 8. С. 947–954.
17. Георгиев М. Н., Межова Н. Я., Строк Л. П., Шаурова Н. К. Применение рентгеновской фрактографии для изучения закономерностей разрушения материалов // Заводская лаборатория. 1981. Т. 47. № 8. С. 54–57.
18. Клевцов Г. В., Швец Г. Б., Жижерин А. Г. О подготовке образцов к рентгеноструктурному анализу // Заводская лаборатория. 1983. Т. 49. № 11. С. 58–60.
19. Клевцов Г. В., Жижерин А. Г. Емкостной метод измерения толщины стравленного слоя металла с поверхности изломов // Заводская лаборатория. 1986. Т. 52. № 7. С. 27–31.
20. Клевцов Г. В., Олькова А. В., Швец Г. Б. К методике исследования структурных изменений в неоднородно деформированных образцах. Обработка металлов давлением. Фрунзе: ФПИ, 1979. С. 103–112.
21. Новиков И. И., Ботвина Л. Р., Клевцов Г. В. Рентгеноструктурный анализ изломов. Препринт. М.: АН СССР. 1983. 31 с.
22. Р 50-54-52-88. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение глубины зон пластической деформации под поверхностью разрушения. М. ВНИИНМАШ Госстандарта СССР, 1988. 24 с.
23. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом. М. ВНИИНМАШ Госстандарта России, 1994. 28 с.
24. Цобкало С. О. Явление пластичности при хрупком разрушении мягкой стали // Известия АН СССР. Отделение технических наук. 1951. № 6. С. 844–847.
25. Клевцова Н. А., Фролова О. А., Клевцов Г. В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах. М.: Академии Естествознания. 2005, 155 с.
26. Clavel M., Fournier D., Pineau A. Plastic zone sizes in fatigued specimens of INCO 718 // Met. Trans. A 6. № 12. 1975. P. 2305–2307.
27. Теория образования текстур в металлах и сплавах / под ред. Агеева Н. В. М.: Наука. 1979, 344 с.

3. ОСНОВНЫЕ ВИДЫ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

3.1. Разрушение металлических материалов при однократных видах нагружения

К основным видам разрушения металлических материалов при однократных видах нагружения (статическом, ударном, высокоскоростном импульсном), относят вязкое, квазихрупкое, хрупкое, вязко-хрупкое и смешанное разрушения. Несмотря на многообразие механизмов разрушения, а также особенностей макро- и микростроения изломов, свойственных каждому из видов разрушения, можно выделить некоторые общие признаки.

3.1.1. Вязкое разрушение. Характерной особенностью вязкого разрушения металлических материалов является медленное развитие трещины и высокая энергоемкость как на стадии зарождения, так и на стадии распространения трещины. Последнее обусловлено необходимостью затраты значительной работы пластической деформации у вершины вязкой трещины. Это определяет макрофрактографическое строение вязких изломов. Вязкий излом (рис. 3.1) имеет волокнистое строение и большую шероховатость. Металлический блеск отсутствует. Он состоит из относительно плоской центральной части излома; в периферийной части образуются губы среза. Вблизи поверхности излома имеет место утяжка, отражающая макропластическую деформацию образца или детали при вязком разрушении.

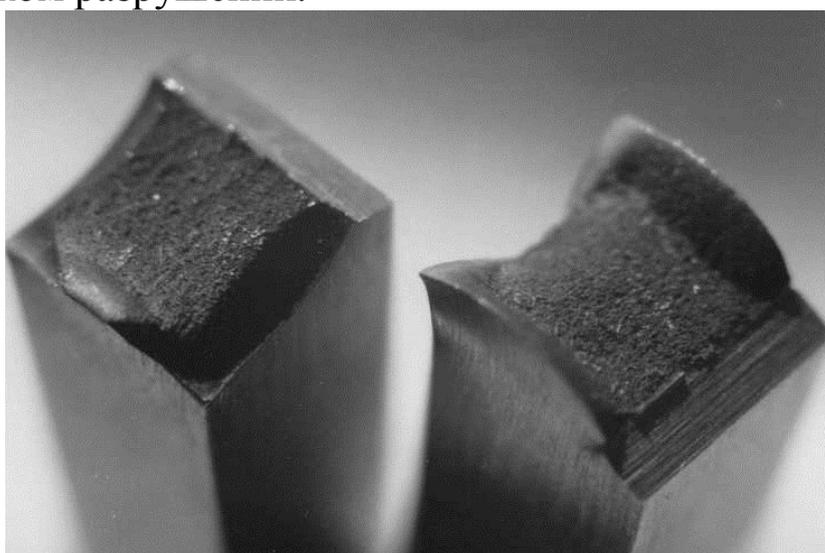


Рис. 3.1. Внешний вид вязкого излома аустенитной стали

Зарождение вязкого разрушения в технических металлических материалах связано с образованием пористости материала в области локализованной пластической деформации (утяжки) [1, 2]. Микропоры обычно зарождаются в процессе пластического течения на включениях, нерастворенных частицах вторых фаз, (например карбидах), границах зерен, в полосах деформации или в любых других местах, где наличие несплошности приводит к концентрации пластического течения. Декогезия материала в месте зарождения микропоры может происходить через частицу второй фазы или вдоль границы раздела «частица–матрица». По мере увеличения пластической деформации микропоры растут, зарождаются новые; расстояние между крупными микропорами уменьшается; тонкие гребни, разделяющие микропоры, разрываются, и происходит разрушение (рис. 3.2).

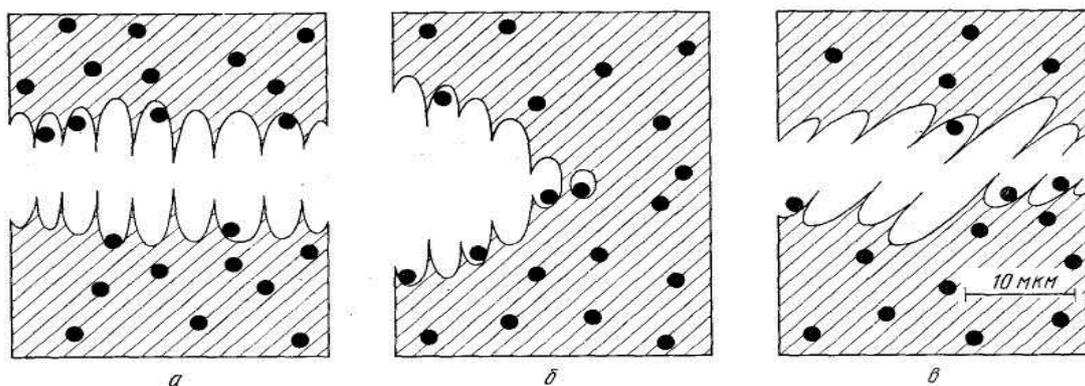


Рис. 3.2. Схема вязкого разрушения с образованием ямочного микрорельефа, возникшего при срезе [3]:
а – одноосное растяжение, *б* – внецентренное растяжение, *в* – ямки

Образованные таким образом поверхности излома содержат многочисленные чашеподобные углубления (ямки). Размеры и форма ямок вязких изломов редко бывают однородными. В технических материалах с характерными для них заметными колебаниями размеров и распределений дисперсных частиц может наблюдаться широкий диапазон размеров и форм ямок [4]. По данным Бичема [5] имеется 14 вариантов формирования ямок в зависимости от напряженного состояния вблизи вершины трещины, что позволяет путем детального анализа их формы реконструировать возможные условия нагружения. На форму ямок влияет относительное направление максимального напряжения, вызвавшего разрушение.

Различают (рис. 3.3): равноосные ямки (ямки растяжения), ямки сдвига, ямки отрыва [4–7].

Равноосные ямки (рис. 3.3, *а*) образуются, например, в центральной части излома образца, испытанного при одноосном растяжении.

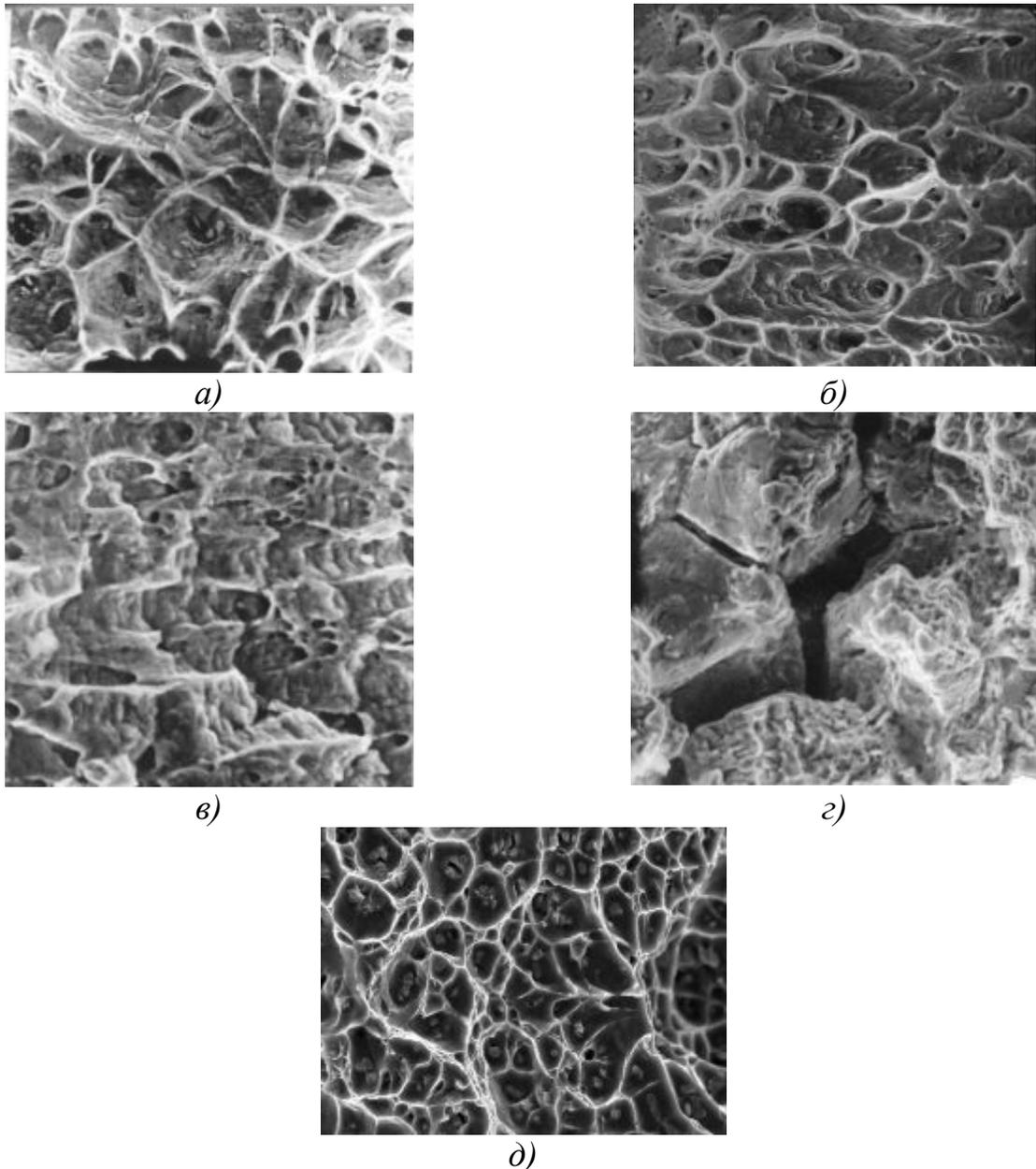


Рис. 3.3. Ямочный микрорельеф поверхности излома в материалах с УМЗ структурой:

а – равноосные ямки (сталь Н26Т3); *б* – ямки сдвига (сталь Н32Т3);
в – ямки отрыва (сталь 40Х4Г18Н8Ф); *г* – межзеренное вязкое разрушение (сталь 40Г18Ф);
д – ямки с включениями (сплав АК4-1): $\times 1000$ [6–8]

На поверхности губ среза можно наблюдать ямки, вытянутые в одном направлении. Такие ямки называют ямками сдвига

(см. рис. 3.3, б). Ямки сдвига на поверхности разрушения вытянуты в одном направлении, а на сопряженной поверхности разрушения – в противоположном. Для ямок сдвига трудно идентифицировать место зарождения микропоры, так как карбидная частица или ответственное за нее включение могут быть спрятаны под ее поверхностью, которая может быть деформирована или сглажена в результате сдвигового смещения в процессе разрушения.

Ямки отрыва (см. рис. 3.3, в) образуются в результате внецентренного напряженного состояния, присущего, например, образцам с надрезом, испытанным на вязкость разрушения или на ударную вязкость. Сильно вытянутые микропоры, которые превращаются в ямки отрыва, как правило, формируются в начальной области роста трещины (в очаге разрушения).

Размер ямок зависит от числа мест зарождения микропор и относительной пластичности матрицы. На поверхности ямок видны признаки деформации: скольжение, волнистость, зоны вытяжки. Скольжение происходит по нескольким почти параллельным благоприятно ориентированным плоскостям. По мере развития деформации отдельные плоскости скольжения сглаживаются и образуют волнистую поверхность ямки. Дальнейшая деформация иногда «стирает» детали рельефа и возникает безрельефная поверхность боковой стенки ямки. Вязкое разрушение является преимущественно внутрещеренным, хотя, может быть и межщербенным (см. рис. 3.3, г). Внутри ямок часто видны включения (см. рис. 3.3, д).

Как правило, вязко разрушаются материалы с ГЦК решеткой (за исключением случая межщербенного хрупкого разрушения), а также материалы с ОЦК решеткой при температурах выше верхней критической температуры хрупкости (см. ниже). Наличие вязкого излома всегда свидетельствует о высокой энергоемкости разрушения (высоких разрушающих напряжениях) и хорошем сопротивлении материала развитию трещины.

3.1.2. Хрупкое разрушение – это быстро протекающий, неуправляемый процесс, который часто является причиной аварийного разрушения деталей и элементов конструкций. Зарождение и развитие хрупкой трещины может произойти вследствие понижения температуры эксплуатации изделия, увеличения скорости нагружения, большой толщины детали, наличия в изделии трещины или трещиноподобных дефектов, присутствия в

структуре материала вредных примесей и некоторых других причин [2, 6, 9]. Большинство из перечисленных факторов увеличивают стесненность пластической деформации, вызывая снижение пластических характеристик материала. Особое место занимают водородное охрупчивание, коррозия под напряжением, жидкометаллическое охрупчивание. В этом случае, независимо от структуры материала, разрушение происходит по межзеренному хрупкому механизму [2].

Хрупкие изломы обычно имеют кристаллическое строение. Они блестящие или имеют цвет фаз, расположенных по границам зерен. Как правило, изломы прямые, без видимых признаков пластической деформации (отсутствие сколов и зон среза, связанных с пластической деформацией). Утяжка материала вблизи излома отсутствует (рис. 3.4).

Хрупкое разрушение может быть как внутризеренным, так и межзеренным (рис. 3.5, а, б).

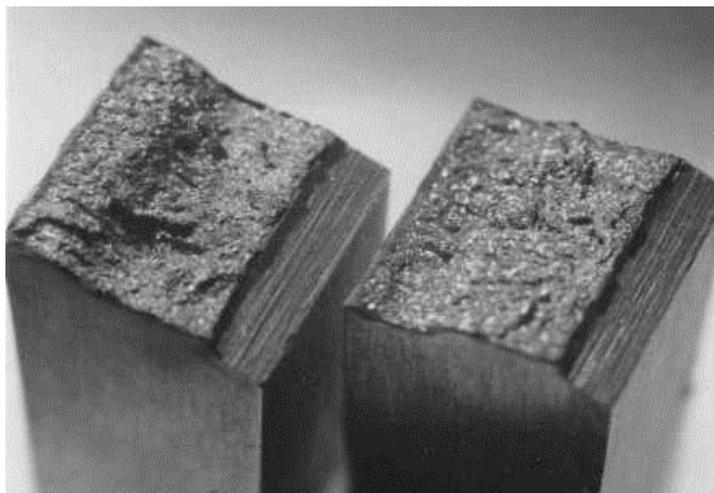
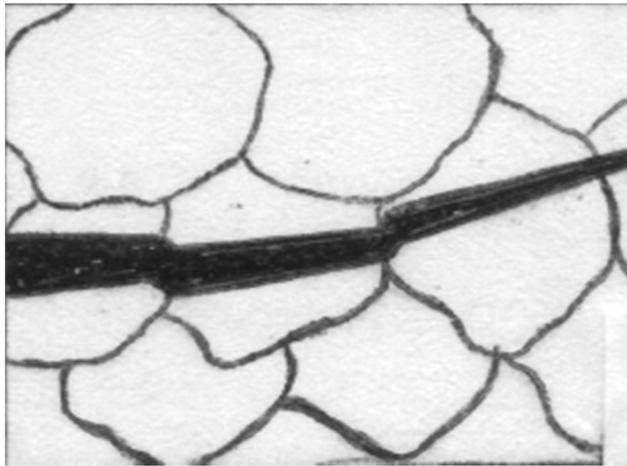


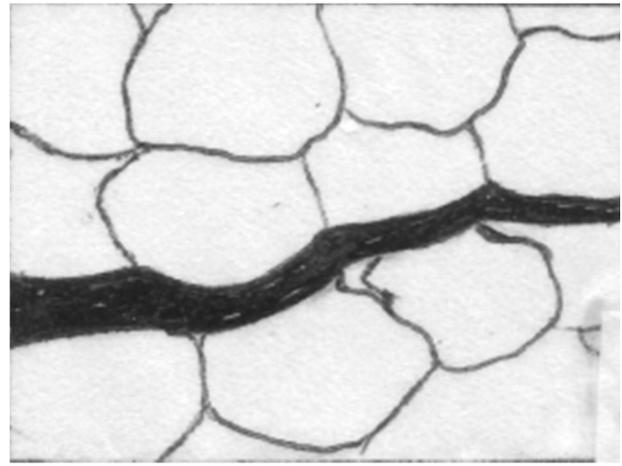
Рис. 3.4. Внешний вид хрупких изломов углеродистой стали

При внутризеренном (транскристаллитном) хрупком разрушении (по механизму скола) (рис. 3.5, а, в) трещина обычно распространяется вдоль кристаллографической плоскости с малыми индексами. Трещины скола зарождаются в местах, где затруднено кристаллографическое скольжение, т.е. на границах зерен, на пересечениях двойников, плоскостей скольжения, на включениях и частицах второй фазы. Фасетки с ручьистым узором наблюдаются внутри зерен в виде ступенек между участками трещины на параллельных плоскостях скола данного зерна (рис. 3.5, в).

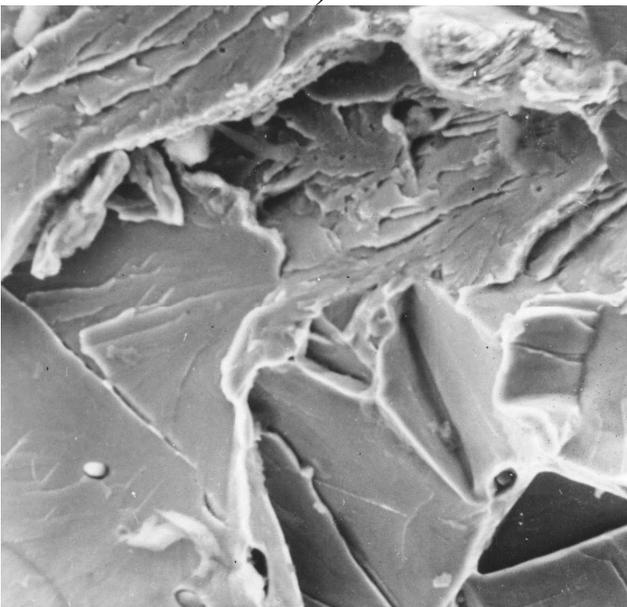
Ступеньки между плоскостями скола представляют собой места разрушения тонких перемычек, соединяющих сблизившиеся участки трещины скола. Эти ступеньки сходятся в одну точку, от которой начинается локальное развитие трещины, поэтому по их ориентации можно судить о направлении распространения трещины на данном локальном участке.



a)



б)



в)



г)

Рис. 3.5. Схемы хрупкого разрушения:

a – внутризеренного (транскристаллитного); *б* – межзеренного (интеркристаллитного);
соответствующие микрорельефы изломов:

в – стали 45; *г* – аустенитной стали N32T3, $\times 1000$

Так могут разрушаться материалы с ОЦК и ГПУ решеткой. В материалах с ГЦК решеткой трещины скола, как правило, не наблюдаются.

При межзеренном (интеркристаллитном) хрупком разрушении (рис. 3.5, б, г) трещина распространяется в однофазных материалах по поверхности граней зерен, а при наличии на границах второй фазы – вдоль межфазной поверхности или вдоль поверхности скола внутри данной фазы. В результате чего на изломе наблюдаются отдельные зерна в виде *межзеренных фасеток*, которые имеют форму многогранников (рис. 3.5, г). Очень часто такое разрушение сопровождается образованием *вторичных трещин* по границам зерен.

Межзеренное хрупкое разрушение может быть вызвано различными причинами: наличием хрупких выделений по границам зерен, трехосным напряженным состоянием, воздействием активной среды, наличием водорода и другими причинами. Оно можно наблюдать как в материалах с ОЦК и ГПУ решеткой, так и с ГЦК решеткой.

3.1.3. Квазихрупкое разрушение. Квазихрупкое (квазивязкое) разрушение по своему механизму близко к вязкому и содержит признаки предшествовавшей пластической деформации, хотя по своей энергоемкости является скорее хрупким, чем вязким, так как обладает низким сопротивлением разрушению. Такое разрушение называют квазисколом с образованием розеточного излома (рис. 2.3).

Розеточный излом с плоскими или слегка изогнутыми поверхностями или фасетками образуется за счет слияния отдельных трещин. Каждая трещина распространяется концентрически. При этом округлый фронт трещин под действием пластической деформации расширяется, образуя поры в виде линзы. При слиянии трещин образуются острые гребни, называемые гребнями отрыва. Образующийся таким образом микрорельеф представлен на рис. 3.6. Участки квазискола часто смешиваются с ямками отрыва при вязком разрушении, что указывает на схожую природу этих видов разрушения. Определить размер и ориентировку плоскостей скола внутри зерен очень трудно, так как разрушение происходит сочетанием механизма слияния микропор и скола. Вместо истинных плоскостей скола слабо различимы фасетки скола меньшего размера, которые, как правило, инициированы карбидными или иными включениями. Эти небольшие фасетки скола рассматривают [2] как плоскости квазискола, так как они похожи на фасетки скола с ручьистыми узорами, исходящими из мест зарождения трещин. Однако четко идентифицировать их кристаллографические плоскости не удается.

Этот механизм нельзя путать с тем случаем, когда одновременно наблюдаются участки скола по хрупким вторым фазам и ямки в матрице. При квазисколе нет выраженной границы между фасеткой скола и участками с ямками, обрамляющими эту фасетку. Разрушение путем квазискола зарождается внутри фасеток в отличие от скола, который зарождается на границе зерна. Ступеньки скола при квазисколе непосредственно переходят в гребни отрыва соседних ямочных участков.

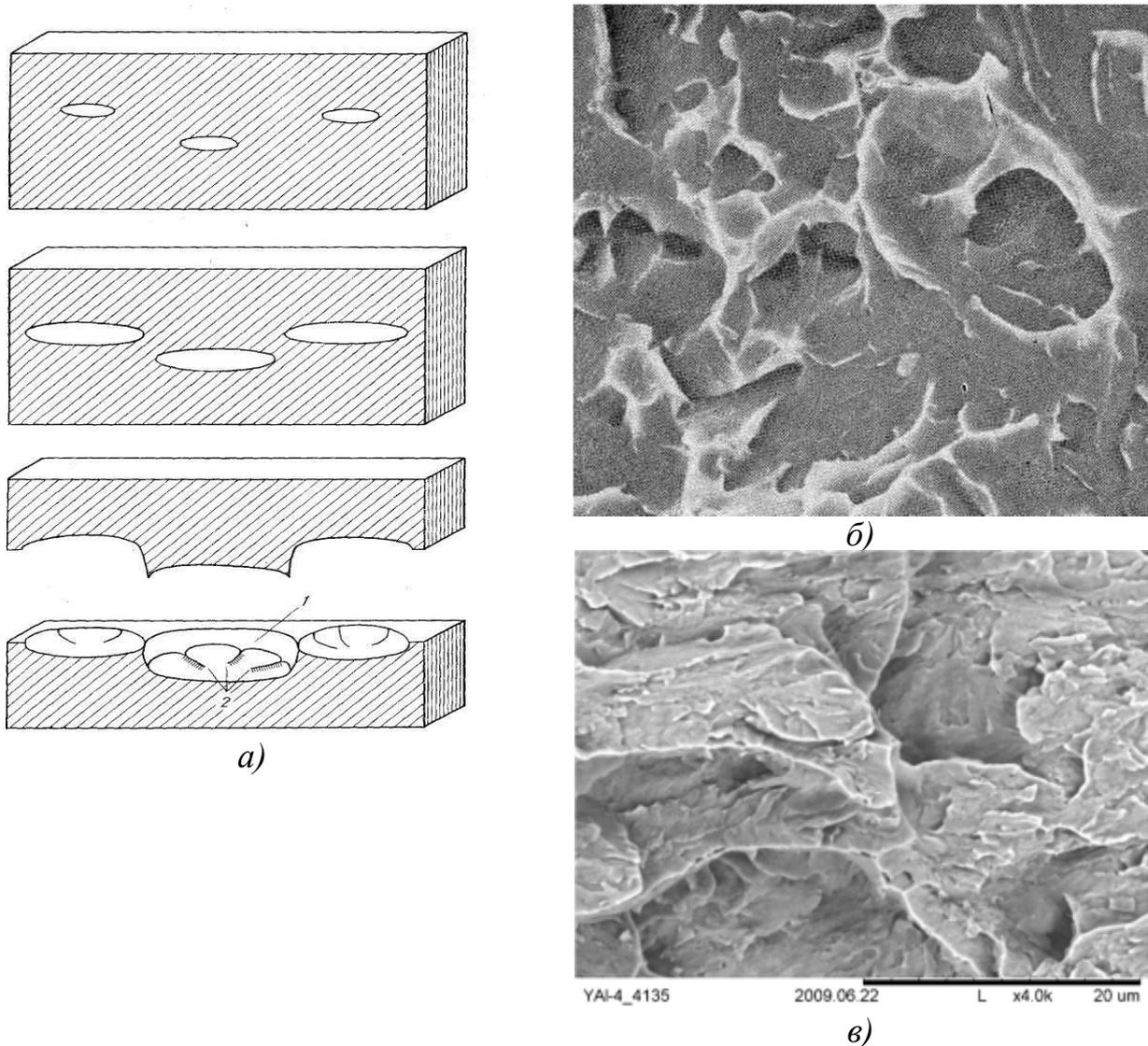


Рис. 3.6: а – схема образования; б, в – характерный микрорельеф квазискола:
 1 – поверхность сдвига; 2 – отрывные гребни;
 б – сталь Cr – Мо – V со структурой бейнит [3], в – сталь 10 с УМЗ структурой [10]:
 б – $\times 1500$; в – $\times 4000$

По механизму квазискола разрушаются, как правило, закаленные и отпущенные стали, в структуре которых имеются дисперсные карбидные включения, а также некоторые высокопрочные металлические материалы.

В последнее время данный вид разрушения обнаружен при низкотемпературном ударном разрушении наноструктурированных материалов с ОЦК структурой (см. рис. 3.6, в) [10].

3.1.4. Вязко-хрупкое разрушение. Разрушение материалов с ОЦК решеткой в интервале вязко-хрупкого перехода (см. ниже) называют вязко-хрупким. При визуальном осмотре на поверхности изломов вязко-хрупкого разрушения можно наблюдать как вязкую, так и хрупкую составляющие. Соотношение площади, занимаемой на поверхности излома вязкой и хрупкой составляющими, зависит от температуры разрушения образца или детали по отношению к критическим температурам хрупкости исследуемого материала.

По характеру распределения вязкой и хрупкой составляющих на поверхности изломов различают [6, 11, 12]:

- сосредоточенный излом (макронеоднородный излом, образованный при сосредоточенном разрушении) (рис. 3.7, а, б);

- рассредоточенный излом (макрооднородный излом, образованный при рассредоточенном разрушении) (рис. 3.7, в).

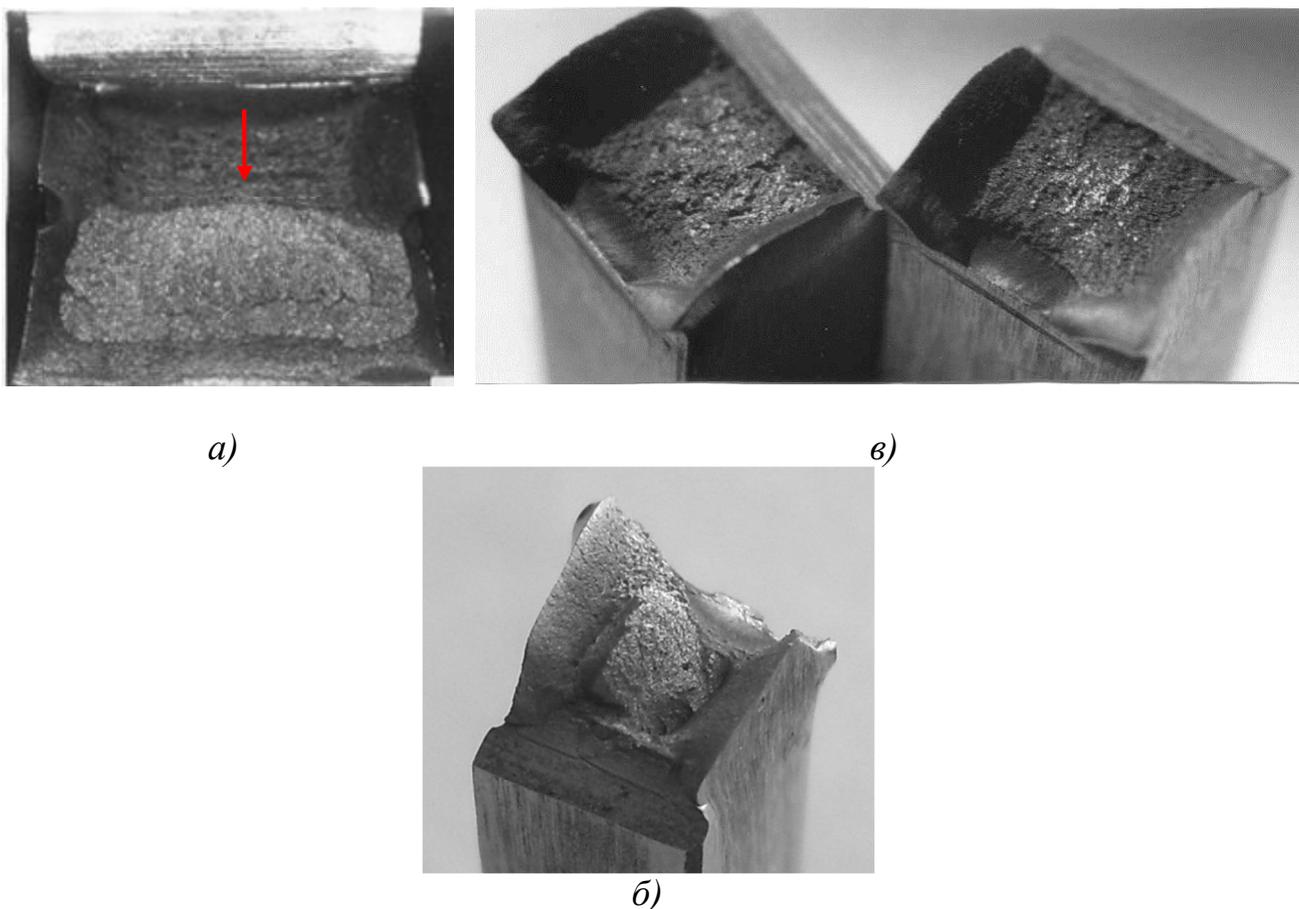


Рис. 3.7. Общий вид вязко-хрупких изломов стальных образцов:
а – сосредоточенное разрушение стали 10 с образованием стабильной вязкой зоны l_c в очаге разрушения (отмечена стрелкой); б – сосредоточенное разрушение стали 10 с УМЗ структурой с образование «хрупкого квадрата»; в – рассредоточенное разрушение стали 45

При сосредоточенном разрушении на поверхности вязко-хрупких изломов образуются локализованные области вязкого и хрупкого разрушения, выявляемые при визуальном наблюдении. В одном случае вязкая область может локализоваться в очаге разрушения, образуя вязкую зону l_c (см. рис. 3.7, *a*), в другом случае хрупкая область локализуется центральной части излома, образуя так называемый «хрупкий квадрат» (см. рис. 3.7, *б*).

При рассредоточенном разрушении металлических материалов в интервале вязко-хрупкого перехода поверхность образовавшегося излома визуально выглядит волокнистой с более или менее равномерно распределенными хрупкими «блестками» (участками скола) (рис. 3.7, *б*). Микрорельеф таких изломов состоит из чередующихся областей ямок и фасеток скола (рис. 3.8) [6, 11]. Поэтому нередко рассредоточенное вязко-хрупкое разрушение относят [3] к разновидности смешанного разрушения (см. ниже).

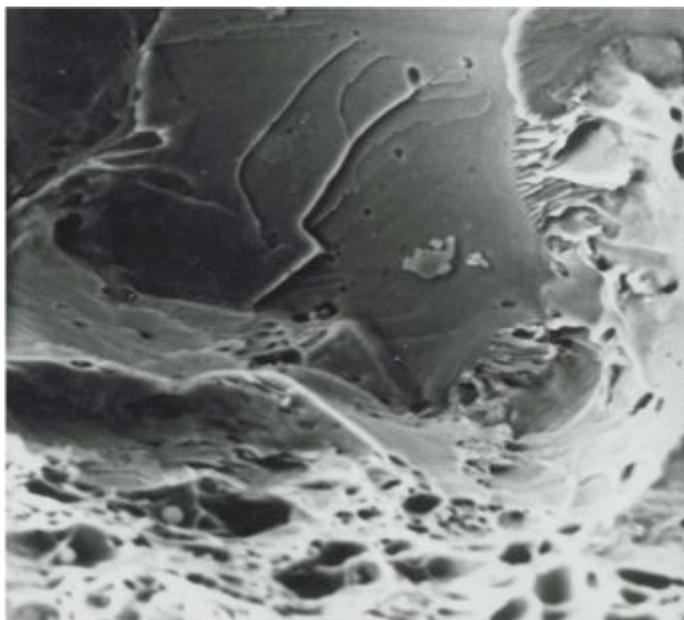


Рис. 3.8. Микрорельеф рассредоточенного ударного излома стали 45, полученного в интервале вязко-хрупкого перехода [11] ($\times 1000$)

При разрушении материалов в интервале вязко-хрупкого перехода как по сосредоточенному, так и по рассредоточенному механизмам, в очаге разрушения, как правило, образуется зона сдвига θ [1, 6], а в периферийной области – губы среза.

3.1.5. Смешанное разрушение. Смешанным называют такой механизм, когда разрушение металлических материалов

осуществляется под действием двух и более механизмов. Смешанный механизм имеет место при разрушении материалов с ГЦК решеткой, например аустенитных сталей, некоторых цветных сплавов, в переходной области от плоской деформации к плоскому напряженному состоянию (см. ниже), а также при разрушении некоторых закаленных инструментальных сталей. В материалах с ГЦК решеткой такое состояние может быть получено, например, при низких температурах, высоких скоростях нагружения и т.д. Полученные изломы имеют матовую, «бархатистую» поверхность; они ровные, без губ среза или имеют небольшие губы среза (рис. 3.9) и небольшую шероховатость; металлический блеск отсутствует.

Смешанный механизм разрушения следует отличать от последовательной смены различных механизмов разрушения, которые можно рассматривать каждый в отдельности. Разрушение по смешанному механизму обычно означает, что взаимодействующее влияние различных факторов (локального напряженного состояния материала, микроструктуры, окружающей среды и т.д.) заставили разрушение отклониться от одного какого-то определенного механизма [1, 6], а сами микрорельефы не всегда ярко выражены (рис. 3.9, б).

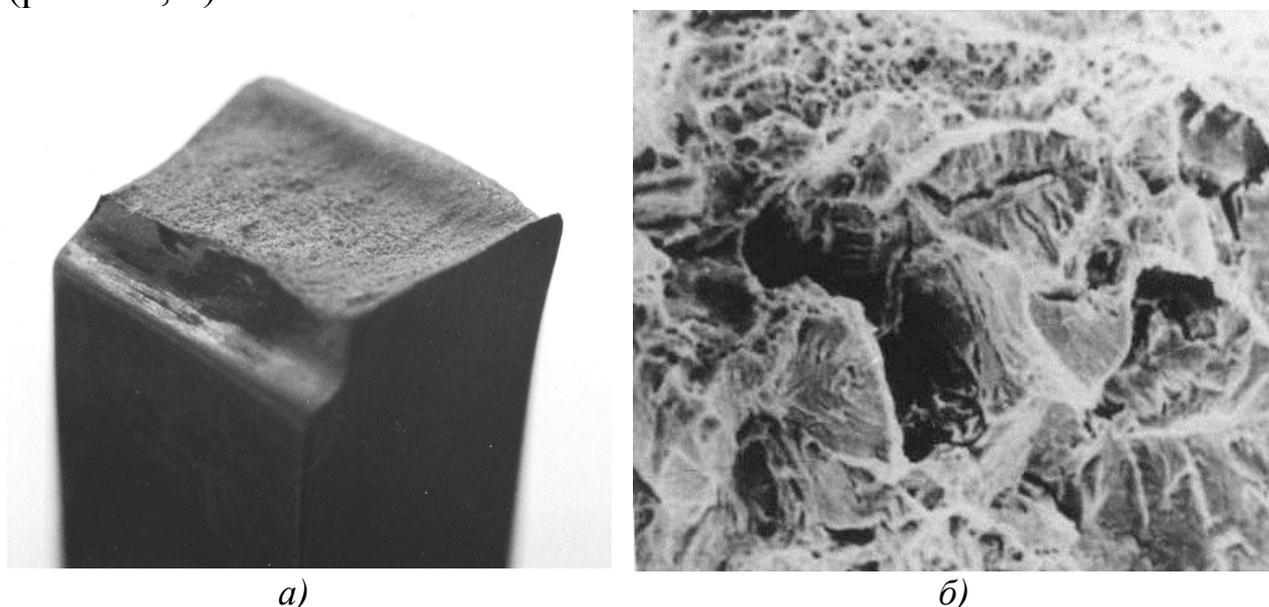


Рис. 3.9: а – общий вид излома; б – микрорельеф смешанного разрушения аустенитной стали 40X4Г18Ф [7] ($\times 1000$)

К наиболее часто встречающимся сочетаниям механизмов при смешанном разрушении можно отнести [2, 3]: скол в сочетании со слиянием микропор, скол в сочетании с отрывом, скол в сочетании с

межзеренным разрушением, сочетание слияния микропор с отрывом, сочетание слияния микропор с межзеренным разрушением, отрыв в сочетании с межзеренным разрушением. Возможно также сочетание одновременно нескольких микромеханизмов разрушения.

3.2. Влияние различных факторов на охрупчивание материалов

При оценке конструктивной прочности материалов, т.е. комплекса прочностных свойств, определяющих работоспособность конструкций или деталей, такие характеристики как склонность к охрупчиванию и трещиностойкость, являются определяющими при выборе материалов, работающих при однократных видах нагружения.

Хрупкость и пластичность не есть неизменные свойства металлических материалов, а являются лишь состоянием, в котором они могут находиться. Причины перехода металлов из пластического состояния в хрупкое и из хрупкого в пластическое заключаются в том, что возможность начала пластической деформации и возможность хрупкого разрушения не связаны между собой. Они совершаются различными механизмами и зависят от разных внешних и внутренних факторов [2, 6]. Все зависит от соотношения двух характеристик: предела текучести материала σ_T , при достижении которого начинается пластическая деформация, и сопротивления отрыву $\sigma_{отр.}$, при котором происходит хрупкое разрушение.

3.2.1. Влияние температуры испытания. Хладноломкость металлов. Явление хладноломкости заключается в переходе металлов при понижении температуры из пластического состояния в хрупкое. Охрупчивание материалов связано с достижением критической температуры хрупкости (порога хладноломкости). К хладноломким относятся, прежде всего, материалы с ОЦК решеткой. Материалы с ГЦК решеткой не проявляют ярко выраженных признаков хладноломкости. Это хорошо иллюстрирует известная схема Иоффе–Давиденкова (рис. 3.10).

Согласно данной схеме, критическая температура хрупкости $T_{кр}$ материалов с ОЦК решеткой (рис. 3.10, а) определяется точкой пересечения двух кривых, отражающих зависимость от температуры испытания сопротивления отрыву $\sigma_{отр}$ и предела текучести материала σ_T . При $T < T_{кр}$ металл разрушится хрупко, а при $T > T_{кр}$ перед разрушением металл будет пластически деформироваться и,

следовательно, разрушится вязко. Все зависит от того, какая характеристика окажется ниже – $\sigma_{отр}$ или σ_T , а, следовательно, будет раньше достигнута при нагружении образца или детали.

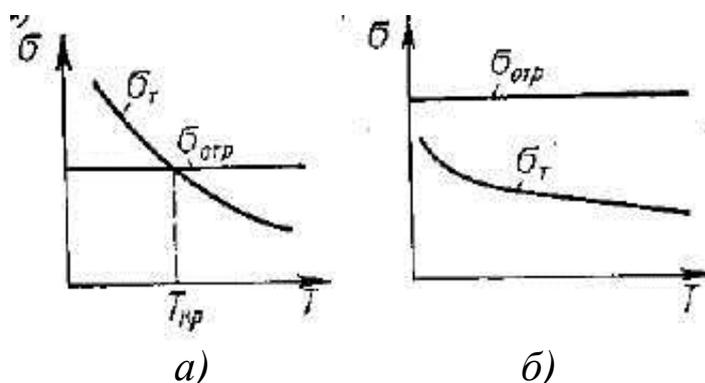


Рис. 3.10. Схема Иоффе–Давиденкова для материалов с решеткой:
а – ОЦК; б – ГЦК

Для материалов с ГЦК решеткой характерно высокое значение напряжения отрыва $\sigma_{отр}$ и слабая зависимость от температуры испытания предела текучести σ_T . В результате чего вышеуказанные кривые не пересекаются (рис. 3.10, б). Следовательно, при всех температурах данные материалы будут разрушаться вязко.

На практике подавляющее большинство материалов с ОЦК решеткой теряют пластические свойства в интервале температур, называемом интервалом вязко-хрупкого перехода. Это проявляется в увеличении доли хрупкой составляющей на поверхности вязко-хрупких изломов при понижении температуры испытания. Поэтому вводят понятие верхней ($T_{хр}^B$) и нижней ($T_{хр}^H$) критических температур хрупкости [6, 13]. При этом $T_{хр}^B$ характеризует начало охрупчивания материала при понижении температуры, а $T_{хр}^H$ – переход материала в хрупкое состояние.

Среди известных методов оценки критических температур хрупкости материалов можно выделить две основные группы.

К первой группе относятся методы, основанные на изучении температурной зависимости механических характеристик исследуемых материалов при статическом или динамическом нагружениях. Основоположниками данного метода можно считать Людвиг и Иоффе. Давиденков предложил для определения критических температур хрупкости использовать температурную зависимость ударной вязкости (KCU) стандартных образцов Шарпи [6, 14]. Данная кривая в интервале вязко-хрупкого перехода имеет

S-образный характер и позволяет определять как нижнюю (T_{xp}^H), так и верхнюю (T_{xp}^B) критические температуры хрупкости (рис. 3.11, а). В настоящее время это самый распространенный метод, применяемый для текущего контроля качества плавки стали. Помимо ударных испытаний, для определения критических температур хрупкости могут быть использованы также другие виды нагружения, например, испытания на трещиностойкость, на динамический раздир падающим грузом и т.д.

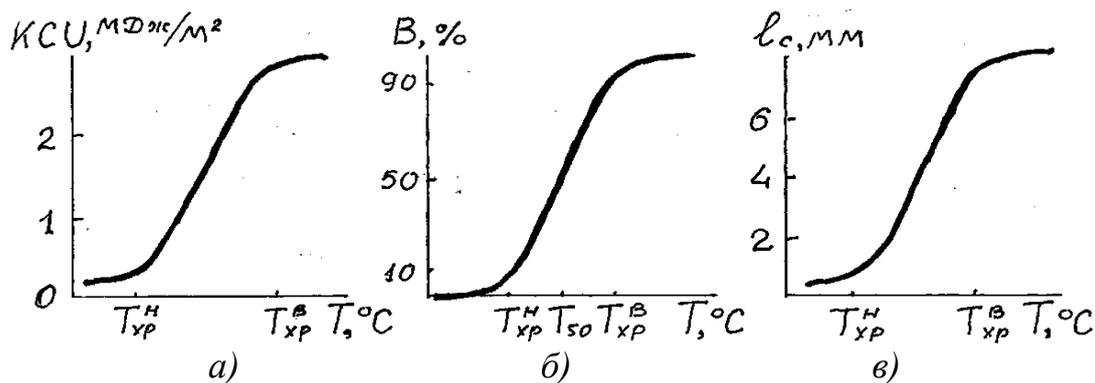


Рис. 3.11. Температурные зависимости:
 а – ударной вязкости (KCU); б – вязкой составляющей в изломе (B);
 в – длины вязкой зоны (l_c)

Практическое использование всех вышеуказанных методов определения критических температур хрупкости материала ограничивается тем, что объектами исследования, как правило, являются лабораторные образцы, которые не всегда адекватно отражают работоспособность материала в конструкциях. Очень часто хрупкое разрушение реальных конструкций в условиях эксплуатации происходит при температурах значительно более высоких, чем критические температуры, определенные по данным испытания лабораторных образцов.

Ко второй группе относятся фрактографические методы определения критической температуры хрупкости, основанные на макро- и микрофрактографическом анализе изломов [1, 6, 15, 16]. Фрактографические методы определения критических температур хрупкости металлических материалов основаны на определении доли вязкой составляющей (B) в изломе (см. рис. 3.11, б) или длины стабильной вязкой зоны l_c в очаге разрушения (см. рис. 3.11, в). При макрофрактографическом анализе под вязкой составляющей в изломе понимают участки поверхности разрушения, имеющие при

визуальном наблюдении волокнистое строение. При микрофрактографическом исследовании под вязкой составляющей в изломе понимают участки поверхности разрушения с ямочным микрорельефом. Поэтому данные методы определения критических температур хрупкости применимы как для сосредоточенных, так и для рассредоточенных изломов. Так, метод Гуляева и Зеленовой [16] позволяет оценивать верхнюю и нижнюю критические температуры хрупкости по площади на изломе, занятой вязким (ямочным) микрорельефом, а метод Ботвиной и Колоколова [1] – по температурной зависимости длины вязкой зоны l_c , образующейся на поверхности изломов вблизи очага разрушения при сосредоточенном разрушении образцов или деталей.

Основным преимуществом фрактографических методов является то, что они позволяют оценивать критическую температуру хрупкости материала не только в образцах, но и в конструкциях при реальных условиях их эксплуатации. Поэтому данные методы получили широкое распространение в практике диагностики разрушения.

Определение критических температур хрупкости по виду изломов может быть основано также на заданном значении некоторых из деформационных характеристик испытанного, например, на ударных изгиб образца. С этой целью используют температурные зависимости таких характеристик как относительное сужение образца ψ :

$$\Psi = \frac{(t_0 - t_{min})}{t_0} \cdot 100\%, \quad (3.1)$$

ширина боковых скосов (губ срезов) λ или уширение образца на стороне, противоположной надрезу Δv :

$$\Delta v = v_{max} - v_0. \quad (3.2)$$

За критическую температуру хрупкости принимают температуру, при которой эти параметры приобретают заданное значение. В качестве таких значений, например, в случае испытания образцов на ударную вязкость рекомендуют [1, 6, 15] использовать: $\Psi = 1,5\%$; $\lambda = 10^{-3}$ м; $\Delta v = 0,4 \cdot 10^{-3}$ м.

Следует заметить, что, несмотря на большое количество работ, посвященных изучению природы охрупчивания металлов, в

настоящее время нет единого подхода к понятию явления хладноломкости, который объяснил бы многочисленные, иногда неоднозначные экспериментальные данные. Такое положение дел стимулирует исследования в данном направлении, учитывая важность этих процессов с практической точки зрения.

3.2.2. Влияние напряженного состояния и уровня прочности материала. Напряженное состояние оказывает существенное влияние на хладноломкость металлических материалов. Изменяя напряженное состояние материала, можно вызвать переход его из пластического состояния в хрупкое и наоборот.

Хрупкое разрушение происходит под действием нормальных напряжений (σ_1), а пластическая деформация – под действием касательных напряжений (τ_{\max}). Поэтому, изменяя, например, схему нагружения, можно изменить соотношение абсолютных значений нормальных и касательных напряжений, а, следовательно, напряженное состояние и характер разрушения материала. Так, например, при одноосном растяжении образца $\tau_{\max} = \sigma_1/2$, т. е. касательные напряжения в два раза меньше, чем нормальные. При кручении $\tau_{\max} = \sigma_1$, т.е. касательные и нормальные напряжения равны между собой. Поэтому один и тот же материал при растяжении может разрушиться хрупко, а при кручении – вязко.

Для количественной оценки напряженного состояния материала вводят понятие коэффициента жесткости напряженного состояния α ($\alpha = \tau_{\max} / \sigma_1$) [2, 9]. Из приведенной формулы видно, чем меньше коэффициент α , тем жестче напряженное состояние, а, следовательно, больше опасность хрупкого разрушения.

Сформулируем условия перехода материала из пластического в хрупкое состояние и наоборот, обусловленное изменением напряженного состояния или характеристик прочности материала [9]:

- при $\tau_{\max} / \sigma_1 > \sigma_T / \sigma_{отр}$ имеет место пластическое поведение материала;

- при $\tau_{\max} / \sigma_1 < \sigma_T / \sigma_{отр}$ – хрупкое поведение материала.

Первое неравенство показывает, что величина τ_{\max} достигает значения σ_T раньше, чем σ_1 достигает $\sigma_{отр}$. Второе неравенство – что величина σ_1 достигает значения $\sigma_{отр}$ раньше, чем τ_{\max} достигает σ_T .

Созданию более жесткого напряженного состояния материала, а, следовательно, охрупчиванию материала способствуют:

- а) увеличение толщины образца или детали (масштабный фактор);
- б) увеличение скорости нагружения;
- в) наличие в образце или детали концентраторов напряжения или дефектов в виде трещины.

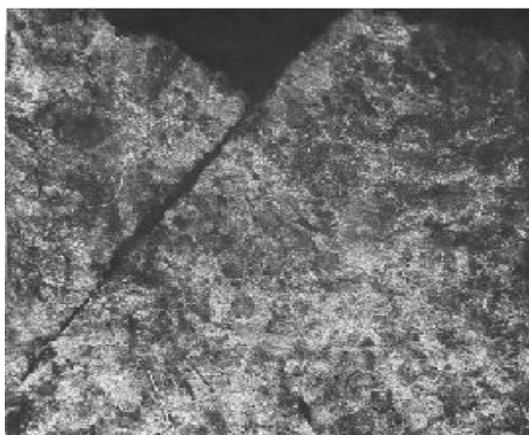
Причем чувствительность материала к охрупчиванию при наличии концентраторов напряжения с повышением прочности металлических материалов увеличивается. Это объясняется увеличением отношения $\sigma_T / \sigma_{отр}$, так как с повышением прочности σ_T растет, а $\sigma_{отр}$ практически не меняется. В этом случае эффект увеличения прочности материала может быть и отрицательным, т. е. начиная с некоторого значения предела прочности гладких образцов σ_B , несмотря на дальнейшее его увеличение, предел прочности образца с концентратором напряжения σ_B^H начнет падать.

3.2.3. Влияние скорости нагружения. Влияние скорости нагружения на охрупчивание материала и микрорельеф изломов определяется ее влиянием на локальное напряженное состояние в устье возникшей трещины, которое, в свою очередь, зависит от механических свойств материала и геометрии образца. Если сочетание этих факторов не приводит к смене вязкого разрушения на хрупкое, то на изломе обнаруживаются ямки, являющиеся характерной особенностью вязкого разрушения. Однако конфигурация ямок меняется: их глубина уменьшается, а диаметр растет; микрорельеф излома приближается к «сотовому». В таком случае можно говорить о малоэнергоемком вязком разрушении. Изменения геометрии ямок связаны со снижением пластичности материала и зоны пластической деформации в вершине трещины. При значительных скоростях нагружения в материалах средней и высокой прочности на стадии высокоскоростной деформации образуются полосы адиабатического сдвига (рис. 3.12, а).

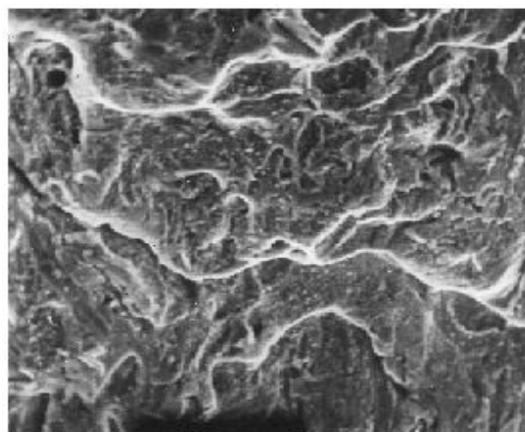
Появление полосы адиабатического сдвига, т.е. переход от изотермического процесса деформации к адиабатическому, вызвано локальным нагревом материала в области полосы сдвига, которое быстро сменяется ее охлаждением соседними объемами материала. В результате в области узкой полосы, как следует из ряда работ [1, 9, 17], происходит фазовое превращение, образуется отпущенный мартенсит и твердость в области полосы, растет. Поскольку полоса не поддается травлению, на микрошлифе она имеет вид белой полосы.

Именно по ней на стадии разрушения развивается макротрещина, оставляя на изломе участок сглаженного рельефа без признаков вязкого или хрупкого микрорельефа (рис. 3.12, б, в).

Высокие скорости нагружения, как и низкие температуры, оказывают существенное влияние на сопротивление материала распространению быстрой трещины. При этом у ее вершины достигается высокая стесненность пластической деформации, приводящая к смещению интервала вязко-хрупкого перехода в сторону положительных температур и охрупчиванию материала. Это выражается в увеличении области хрупкого разрушения, в которой реализуется механизм внутризеренного или межзеренного скола. При максимальных скоростях нагружения трещина начинает ветвиться, шероховатость поверхности разрушения растет и фрактографическое описание значительно осложняется.



а)



б)



в)

Рис. 3.12: а – полоса адиабатического сдвига на микрошлифе образца из углеродистой стали, б, в – поверхность разрушения, образованная трещиной, развивающейся по полосе:

а – $\times 50$, б – $\times 500$, в – $\times 150$ [1]

Разрушение материала под действием высокоскоростной импульсной нагрузки не связано с развитием только одного очага разрушения, а является процессом, одновременно развивающимся во многих локальных микрообъемах с различным уровнем повреждаемости. Многочисленные исследования структурных изменений материалов под действием импульсного нагружения позволяют связать это с неоднородностью образующейся структуры в отличие от статических, ударных или циклических деформаций. Имеются сведения [17], что при высокоскоростном импульсном нагружении образцов (со скоростью выше 200 м/с) образуется общий деформационный наклеп материала образца, состоящий из регулярно расположенных областей с высокой и низкой искаженностью структуры материала. Последнее связано, по-видимому, с распространением в образце ударных волн.

3.2.4. Влияние окружающей среды. Известны два механизма воздействия сред на поверхность металлических материалов [9]: адсорбционный механизм понижения прочности межатомных связей и механизм совместного действия напряжений и электрохимической коррозии.

Первый механизм связан с адсорбцией поверхностно-активных веществ из окружающей среды, приводящий к локализованному понижению прочности атомных связей твердого тела на адсорбирующей поверхности.

Второй механизм связан с возникновением специфических электрокоррозионных пар. Небольшая площадь анодного участка в устье трещины и большая поверхность катода (менее напряженные стенки трещины и остальная поверхность образца) создают условия для интенсивной локальной электрокоррозии. Коррозия при этом механизме выполняет лишь подготовительную роль, ослабляя корродированный участок, а разрыв межатомных связей происходит под действием нормальных напряжений. Различить отдельное влияние описанных механизмов в реальных условиях весьма затруднительно.

К общим закономерностям влияния окружающей среды на прочность и механизм разрушения металлических материалов относят [9]:

1. Преимущественную избирательность действия только данной среды на данный металл.

2. Развитие повреждающего действия сред во времени (за счет диффузии и коррозии).

3. Проявление повреждающего действия сред преимущественно в дефектных местах.

4. Усиление повреждающего действия сред с увеличением прочности материалов.

5. Хрупкий характер трещин под действием нормальных напряжений.

Последнее является характерной особенностью влияния сред на металлические материалы.

Коррозионно-механическое растрескивание. Данный вид повреждения приводит к образованию хрупких трещин в лопатках газовых турбин, в перегретых местах паровых котлов, теплообменников и многих других агрегатах.

Время сопротивления металла коррозионно-механическому растрескиванию зависит от величины приложенного напряжения; с увеличением напряжения время до разрушения уменьшается по гиперболическому закону, согласно уравнению [9]:

$$(\sigma - \sigma_{кр})t_{Д} = k, \quad (3.3)$$

где σ – действующее напряжение; $\sigma_{кр}$ – напряжение, ниже которого коррозионно-механическое повреждение не наблюдается; $t_{Д}$ – время действия нагрузки и среды; k – постоянная.

Чистые металлы мало чувствительны к коррозионно-механическому растрескиванию; примеси повышают эту чувствительность. Склонность к данному виду охрупчивания зависит от химического состава и структуры сплава. Коррозионно-механическое образование хрупких трещин происходит не только под действием внешних нагрузок, но и в результате остаточных напряжений, которые возникают при закалке и технологических операциях резания, шлифования и т.д.

Хрупкость при контакте с расплавленными металлами. Хрупкость материала при контакте с жидкими металлами возникает при избирательном сочетании металлических пар. Например, медь становится хрупкой при контакте с жидким литием, алюминий – с галлием, цинк – с ртутью, сталь – с припоем из цветных металлов.

Механизмы охрупчивания и избирательного действия жидких металлических покрытий связаны, по-видимому, с локальным

понижением прочности атомных связей на поверхности твердого металла под действием хемосорбции атомов жидкого металла.

Разрушение поликристаллических металлов под действием расплавленных покрытий является, как правило, межзеренным хрупким.

Радиационное повреждение. Металлические материалы, используемые при изготовлении реакторов и других конструкций ядерных установок, при эксплуатации подвергаются γ -, β - и α -облучению и нейтронной бомбардировке. По мере накопления радиационных повреждений твердость таких материалов растет, заметно увеличивается предел текучести и в меньшей степени предел прочности. В результате этого, предел текучести и предел прочности сближаются; резко возрастает критическая температура хрупкости, что снижает конструктивную прочность металлов.

Найдены аналитические зависимости, связывающие приращения предела текучести и критической температуры хрупкости от интегральной дозы облучения металла нейтронами в виде [8]:

$$\Delta\sigma_T = A(1 - Be^{-C\phi t})^{1/2}, \quad (3.4)$$

$$\Delta T_{кр} = A_1 (\phi t)^n, \quad (3.5)$$

где t – время; ϕ – поток нейтронов (нейтр./ $(\text{см}^2 \cdot \text{с})$); A , B , C , A_1 – постоянные; $n = 1/3$ или $1/2$.

Причиной охрупчивания металлических материалов при облучении, является, прежде всего, образование в кристаллической решетки дислоцированных атомов и вакансий, которые, объединяясь, образуют скопления, препятствующие движению дислокаций.

Другим результатом облучения может явиться разбухание материала в определенном температурном интервале. Причиной такого разбухания, как и в предыдущем случае, является большое количество вакансий. Аустенитные стали больше подвержены разбуханию, чем стали со структурой α -железа.

Водородная хрупкость. Водородной хрупкости в разной степени подвержены все металлы. Так, при содержании водорода в сталях в объеме от 5 до 8 см^3 в 100 г металла, он практически не влияет на сопротивление пластической деформации, но резко уменьшает предельную пластичность и сопротивление отрыву. При больших

количествах водорода (больше 10 см^3 в 100 г металла) он необратимо снижает прочность стали во всех ее проявлениях. Разрушение в этом случае наблюдается преимущественно межзеренным [9].

При вышеуказанном количестве водорода в сталях, даже без воздействия внешних сил, обнаруживаются два необратимых структурных изменения, влияющих на прочностные свойства стали. Во-первых, на нетравленных микрошлифах можно наблюдать трещины по границам зерен. Во-вторых, после травления обнаруживается обезуглероживание стали.

Снижение прочности металлических материалов, вызванное водородом, есть результат преждевременного достижения предельного состояния у вершины трещины в результате суммирования напряжений от внешней нагрузки и от давления молекулярного водорода. При большом содержании водорода предельные давления у вершины трещины создаются в процессе наводороживания еще до приложения нагрузки.

3.3. Элементы механики разрушения при однократных видах нагружения

3.3.1. Некоторые понятия механики разрушения. Исходная гипотеза механики разрушения заключается в том, что в теле всегда существуют трещины или трещиноподобные дефекты. При этом необходимо установить, может ли приложенная нагрузка вызвать рост трещины в данном месте, а если может, то предсказать закономерности ее дальнейшего распространения. Основные понятия, используемые при таком подходе, формулируются следующим образом [9, 18].

Зона разрушения представляет собой малую область в окрестности трещины, в которой развивается разрушение.

Фронт трещины представляет собой линию, соединяющую противоположные берега трещины. При постепенном разделении тела на части эта линия, перемещаясь, будет описывать геометрическую поверхность, называемую поверхностью разрушения или изломом.

Тип трещины или вид разрушения. В зависимости от схемы нагружения различают три основных вида разрушения (рис. 3.13).

Тип I называют отрывом. При отрыве деформирование происходит таким образом, что поверхности трещины отдаляются друг от друга при сохранении симметричности относительно плоскостей xu и xz .

Тип II называют поперечным сдвигом. Деформация представляет собой скольжение поверхностей трещины в направлении оси x .

Тип III называют продольным сдвигом. В этом случае происходит взаимное скольжение поверхностей трещины параллельно оси z .

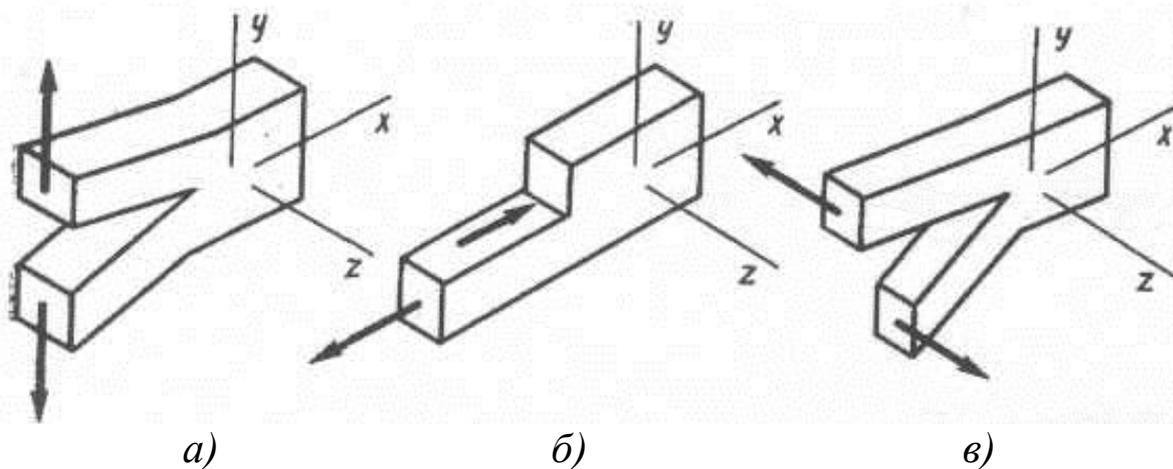


Рис. 3.13. Три основных типа (вида) трещин:
а – тип I (отрыв); б – тип II (поперечный сдвиг); в – тип III (продольный сдвиг)

Следует заметить, что в реальных условиях нагружения образцов, конструкций или деталей машин у вершины трещины может реализовываться не только один из перечисленных видов разрушения, но и их комбинация, как правило, с преобладанием какого либо одного типа трещины. В рамках механики разрушения не устанавливают четкой связи типа трещины с механизмом разрушения металлических материалов. Однако разрушение по типу I (в отличие от типа II и типа III) связано с реализацией только нормальных растягивающих напряжений и, следовательно, не предполагает протекание макропластической деформации. Поэтому разрушение по типу I имеет место при распространении хрупкой трещины по механизму скола. При разрушении по типу II и типу III преобладают касательные напряжения, следовательно, такое разрушение сопровождается макропластической деформацией и ассоциируется с вязким разрушением.

Таким образом, можно сделать вывод, что из всех видов разрушения, представленных на рис. 3.13, самым неблагоприятным с позиции энергоемкости является разрушение по типу *I*.

Трещиностойкостью материала называют его способность сопротивляться возрастающей нагрузке при наличии в материале трещины. Страгивание трещины произойдет тогда, когда напряжение у ее вершины превысит предельное значение. Это напряжение у вершины трещины, в общем случае, будет зависеть от нагрузки (напряжения), длины трещины (дефекта) и конфигурации образца или детали. В настоящее время поле напряжения у вершины трещины принято характеризовать единым силовым параметром K , называемым коэффициентом интенсивности напряжения [6, 9, 18].

Как уже отмечалось, коэффициент интенсивности напряжения K является функцией напряжения σ и длины трещины (дефекта) l , т.е.

$$K = f(\sigma, l). \quad (3.6)$$

В общем случае коэффициент интенсивности напряжения равен $K = \sigma \sqrt{\pi l} \cdot Y$, где Y – функция (полином), зависящая от конфигурации образца или детали. Соответственно, размерность коэффициента K будет МПа $\sqrt{м}$. Если коэффициент K характеризует поле напряжения у вершины трещины типа *I* (см. рис. 2.13), то обозначается K_I , если трещины типа *II*, то обозначается K_{II} , если трещины типа *III*, то, соответственно, K_{III} .

Минимальное (предельное) значение коэффициента интенсивности напряжения K , при достижении которого материал больше не сдерживает трещину; трещина страгивается и происходит разрушение образца или детали, обозначают K_C и называют *критическим значением* коэффициента интенсивности напряжения или *трещиностойкостью* (вязкостью разрушения) материала. В зависимости от типа трещины, критическое значение коэффициентов интенсивности напряжения обозначают, соответственно, K_{IC} , K_{IIC} и K_{IIIC} .

Как будет показано дальше, трещиностойкость является важнейшей характеристикой материала, которая широко используется для оценки сопротивления материала развитию трещины при однократных видах нагружения.

3.3.2. Пластические зоны и локальное напряженное состояние материала у вершины трещины. Согласно теории упругости, в нагруженном образце или детали напряжение у

вершины трещины или трещиноподобного дефекта должно стремиться к бесконечности. В природе не существует материала способного выдержать такое напряжение. Поэтому, когда данное напряжение достигнет предела текучести материала σ_T , вблизи вершины трещины металл переходит в пластическое состояние. Таким образом, формируется пластическая зона (или пластические зоны) (рис. 3.14).

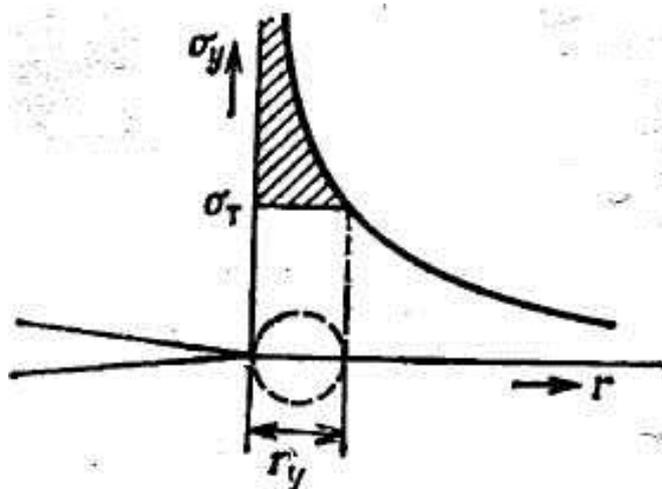


Рис. 3.14. Распределение напряжений перед трещиной и формирование пластической зоны

Поскольку пластическое течение материала при формировании пластической зоны происходит в основном путем накопления сдвиговых деформаций под углом 45° , то форма пластической зоны в общем случае будет не круглой, а вытянутой в направлении течения металла. Количество, форма и размеры пластических зон зависят от вида приложенной нагрузки и локального напряженного состояния материала у вершины трещины. Определение вышеуказанных параметров пластических зон очень важно как для понимания природы и механизмов разрушения металлических материалов, так и с практической точки зрения для решения вопросов диагностики разрушения материалов и конструкций.

При распространении трещины в материале, в зависимости от толщины образца или детали, температуры испытания, скорости нагружения, а также других внешних или внутренних факторов, у ее вершины может реализоваться различное локальное напряженное состояние материала. В механике разрушения различают два вида предельного локального напряженного состояния материала [6, 9, 18]: плоскую деформацию (ПД) и плоское напряженное состояние (ПН).

Если толщина образца или детали t достаточно велика, то, по крайней мере, в центральном сечении у вершины трещины можно выделить подобласть зоны разрушения (рис. 3.15, *a*) в которой реализуется состояние плоской деформации ($\varepsilon_z \approx 0$). В данной подобласти течение металла по оси Z затруднено, так как будет сдерживаться окружающим упругим материалом. Деформация будет развиваться только в плоскости $X - Y$. Поэтому пластическая зона в условиях ПД будет небольших размеров, а конфигурация данной зоны, как показывает анализ поля упругих напряжений у вершины трещины, будет иметь вид «бабочки» (рис. 3.15). Теоретически рассчитанный размер пластической зоны r_y , образовавшейся в условиях плоской деформации, равен $r_1 = 1/6\pi (K_I/\sigma_T)^2$ [9, 18].

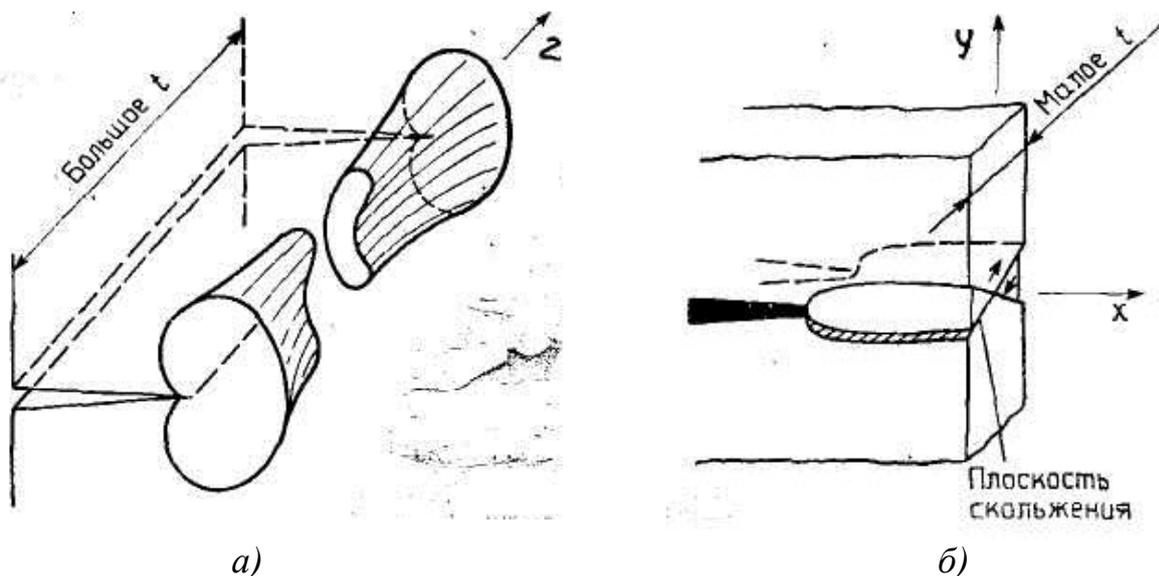


Рис. 3.15. Изменение формы и размеров пластической зоны по толщине образца или детали в случае:
a – большой и *б* – малой толщины t

Если толщина образца или детали t мала, то, из-за близости свободных поверхностей, ограничения в развитии пластической деформации, в том числе и по оси Z (см. рис. 3.15, *б*), не будет. В этом случае у вершины трещины реализуется условие плоского напряженного состояния ($\sigma_z \approx 0$). Согласно расчетам по соотношениям механики разрушения [9, 18], при ПН конфигурация пластической зоны становится вытянутой в направлении распространения трещины (рис. 3.16), а размер зоны – в три раза

больше, чем в предыдущем случае, в соответствии с формулой:

$$r = 1/2\pi (K/\sigma_T)^2. \quad (3.7)$$

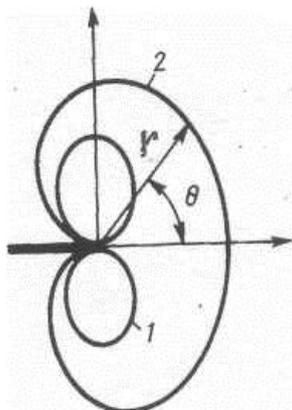


Рис. 3.16. Конфигурация пластических зон в условиях:
1 – плоской деформации и 2 – плоского напряженного состояния

Следует заметить, что смена локального напряженного состояния материала происходит не только при изменении толщиной образца или детали, но и в различных участках сечения одного и того же образца. Так, например, выше было сказано, что при больших значениях толщины образца или детали t в центральном их сечении реализуется условие плоской деформации. Однако у поверхности того же образца или детали сказывается близость свободной поверхности, и поэтому существует большая свобода для развития пластического течения материала. Как следствие этого, в данной области образца реализуется условие плоского напряженного состояния материала (см. рис. 3.15, а), которое проявляется в образовании у боковых поверхностей образца губ среза с вязким механизмом разрушения. Когда толщина t очень малая, условие плоского напряженного состояния реализуется во всем сечении образца, что проявляется в вытянутой форме образца (см. рис. 3.15, б).

Таким образом, основываясь на положениях механики разрушения, мы видим, что пластические зоны, образующиеся у вершины трещины в условиях плоской деформации и плоского напряженного состояния, отличаются как по форме, так и по размерам. Это обстоятельство должно сказываться и на механизме

разрушения металлических материалов, и на его сопротивлении развитию трещины. Однако, рассматривая формирование пластических зон при разрушении реальных материалов в условиях однократного нагружения, необходимо принимать во внимание следующие обстоятельства [6, 11, 19, 20].

Во-первых, при разрушении некоторых металлических материалов, помимо вышерассмотренных предельных значений локального напряженного состояния материала: плоской деформации (ПД) и плоского напряженного состояния (ПН), у вершины трещины может реализовываться переходное состояние от ПД к ПН. Последнее имеет место, например, при смешанном разрушении материалов с ГЦК решеткой [6, 7].

Во-вторых, как показывают многочисленные экспериментальные данные [6, 7, 20], при разрушении материалов в условиях плоского напряженного состояния, а в отдельных случаях, и в переходной области от ПД к ПН, у вершины трещины формируются две пластические зоны: слабodeформированная макрозона и сильнодеформированная микрозона, отличающиеся размерами и степенью искаженности кристаллической структуры материала в данных зонах.

С учетом вышеупомянутого рассмотрим схемы формирования пластических зон при однократных видах нагружения в случае реализации различных видов локального напряженного состояния материала у вершины трещины.

При разрушении металлических материалов в условиях плоской деформации (ПД) напряжения, возникающие в процессе нагружения образца или детали, непосредственно в вершине трещины будут равны σ_T , что связано с эффектом затупления трещины. Затем происходит резкое повышение напряжения до эффективного напряжения текучести $3\sigma_T$ [2, 6, 9, 18] (рис. 3.17, *a*). В этих условиях у вершины трещины формируется одна пластическая зона. После прохождения трещины через образец или деталь под поверхностью

полученных изломов выявляется рентгеновским или иным методом пластическая зона глубиной h_y (рис. 2.7, б).

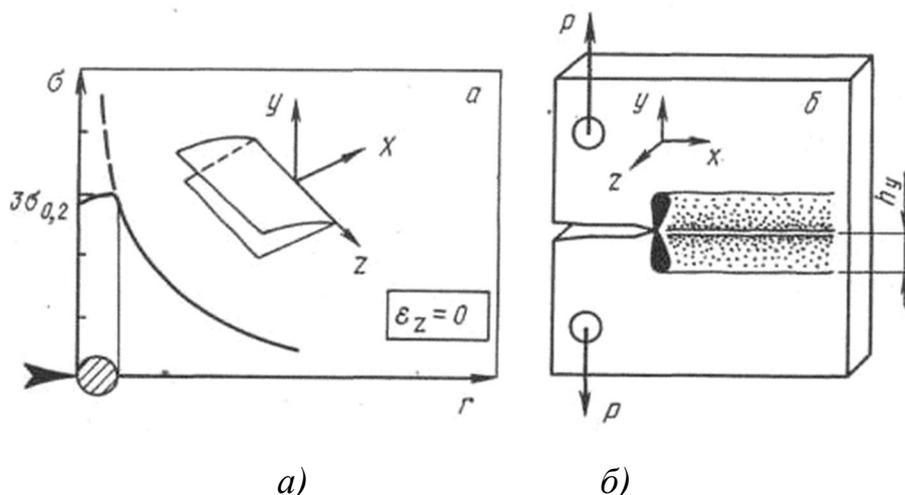


Рис. 3.17. Схема формирования пластической зоны:

a – у вершины трещины и $б$ – под поверхностью изломов при ее распространении в условиях плоской деформации (h_y – глубина пластической зоны под поверхностью изломов)

Если разрушение материала происходит в условиях плоского напряженного состояния (ПН), то под действием возникающих напряжений, образуется слабodeформированная макрозона h_y , размеры и форма которой определяются расстоянием от вершины трещины до точек, где напряжения достигнут предела текучести исходного материала σ_T (рис. 3.18, а). В результате пластического течения металла происходит его деформационное упрочнение [21] и повышение предела текучести до значения σ_T^* , приводящее к изменению локального напряженного состояния материала у вершины трещины от плоского напряженного состояния, к состоянию, близкому к плоской деформации.

Дальнейшее увеличение нагрузки приводит к формированию у вершины трещины второй пластической зоны (сильнодеформированной микрзоны r_{yh}), размеры которой теперь будут зависеть уже от предела текучести деформационно упрочненного материала σ_T^* (рис. 3.18, а).

После прохождения трещины через образец или деталь, с помощью рентгеноструктурного анализа под поверхностью полученных изломов выявляются две пластические зоны: слабodeформированная макрозона, глубиной h_y и сильнодеформированная микрозона, глубиной h_{yh} (рис. 3.18, б).

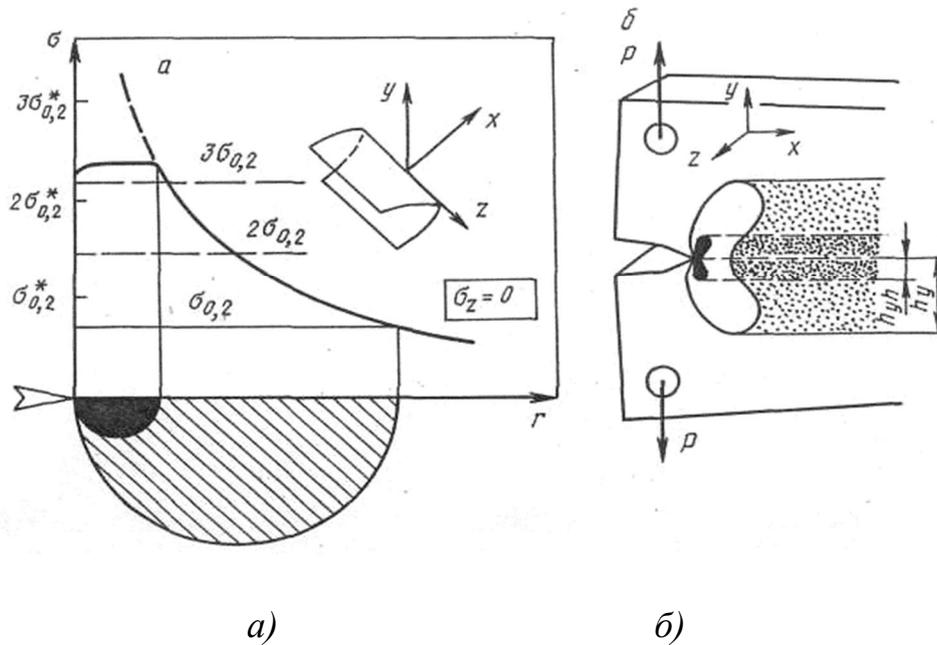


Рис. 3.18. Схема формирования пластических зон:

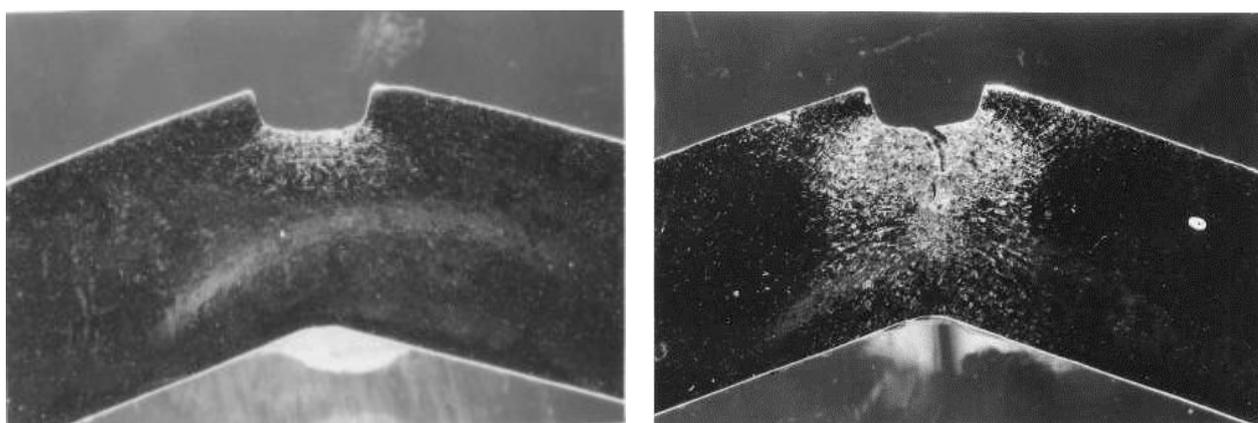
a – у вершины трещины и b – под поверхностью изломов при ее распространении в условиях плоского напряженного состояния (h_y – глубина слабодеформированной макрозоны, h_{yh} – глубина сильнодеформированной микрзоны)

В переходной области от ПД к ПН разрушаются преимущественно материалы с ГЦК решеткой, как правило, по смешанному механизму [6, 7]. При смешанном разрушении нет единого механизма разрушения, а, следовательно, невозможно изобразить единую схему формирования пластических зон под поверхностью изломов. По-видимому, в каждом микрообъеме металла реализуется свое, вполне определенное, локальное напряженное состояние материала и свой механизм разрушения (ямочный, скол, межзеренный хрупкий и т.д.). При рентгенографировании таких изломов ширина рентгеновских дифракционных линий характеризует усредненное значение искаженности кристаллической структуры материала в облучаемой области. Поэтому на практике при определении максимальной глубины пластической зоны под поверхностью изломов h_{max} , она оказывается меньше, чем в случае вязких изломов, но больше, чем в случае хрупких изломов, а отношение h_{max}/t имеет промежуточное значение ($10^{-2} < h_{max}/t < 10^{-1}$). Кроме того, как отмечено в работах [6, 7], при смешанном разрушении не всегда представляется возможным четко разграничить макро- и микрзону под поверхностью изломов при исследовании их рентгеновским методом. Если смешанное разрушение произошло в переходной области, но ближе к ПН, то

разделение пластической зоны на макро- и микрону в принципе возможно. Если разрушение произошло в области ближе к ПД, то вышеуказанное разделение становится невозможным.

В настоящее время наличие под поверхностью вязких изломов двух пластических зон экспериментально подтверждено как в случае крупнозернистых, так и УМЗ материалов с ОЦК и ГЦК решеткой [6–8, 13]. Прямые наблюдения развития пластических зон на боковой поверхности призматических образцов из закаленной аустенитной стали Н32Т3, оцененные по интенсивности мартенситных превращений, показали [7], что при вязком разрушении стали в условиях ПН, как зарождение, так и распространение трещины, происходит после формирования слабдеформированной макрозоны (на рис. 3.19, *а*, *б* – светлая область).

Специально проведенные исследования показали [6, 7], что физическое уширение рентгеновской дифракционной линии, полученной при рентгенографировании материала в слабдеформированной макрозоне, соответствует уширению линии того же материала, пластически деформированного на 2–8 % [19]. Такая деформация повышает предел текучести материалов с ГЦК решеткой на 20–40 %, а с ОЦК решеткой – на 30–50 % [21]. Вышеуказанное деформационное упрочнение материала, охватывая значительный объем, должно существенным образом повлиять на локальное напряженное состояние материала у вершины трещины, изменив его в сторону плоской деформации.



а)

б)

Рис. 3.19. Распределение мартенсита деформации на боковой поверхности ударных образцов закаленной стали Н32Т3, деформированной при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ на разный угол изгиба:

а – $\varphi = 25^{\circ}$; *б* – $\varphi = 38^{\circ}$ [7]

При хрупком разрушении состаренной аустенитной стали Н32Т3 [7] в условиях ПД трещина с образовавшейся у ее вершины пластической зоной (на рис. 3.20 – светлая область) распространяется по материалу, в котором отсутствует макропластическая деформация, о чем свидетельствует практически не изменившаяся форма надреза.

3.3.3. Связь локального напряженного состояния с механизмом разрушения металлических материалов и кинетикой развития пластических зон. Как было показано в предыдущих разделах, при однократных видах нагружения локальное напряженное состояние материала у вершины трещины определяет количество, размер и форма образующихся пластических зон. Указать четкую границу перехода локального напряженного состояния материала от ПД в переходную область и от переходной области в ПН невозможно из-за непрерывности процесса эволюции размера и количества пластических зон. Задача состоит в том, чтобы найти количественный критерий, позволяющий сравнивать между собой жесткость локального напряженного состояния материала при разрушении.

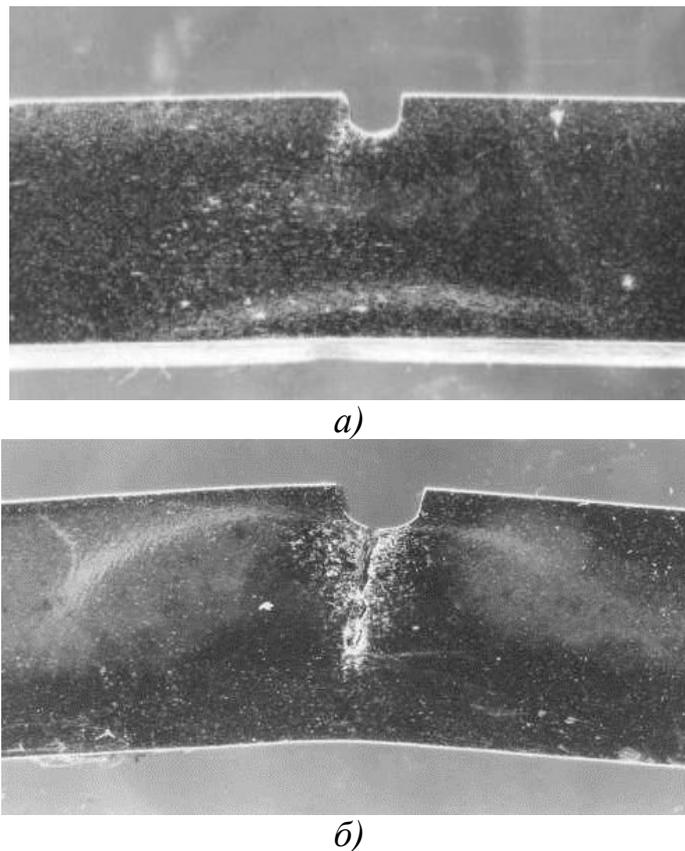


Рис. 3.20. Распределение мартенсита деформации на боковой поверхности ударных образцов состаренной стали Н32Т3, деформированной при температуре минус 196 °С на разный угол изгиба:

а – $\varphi=5^\circ$; *б* – $\varphi=10^\circ$ [7]

На рис. 3.21, *а* представлена температурная зависимость отношения h_{\max}/t для статического, ударного, высокоскоростного импульсного материалов с ОЦК и ГЦК решеткой. На данном графике хорошо прослеживаются три ранее выявленные области локального напряженного состояния материала: плоской деформации (ПД), плоского напряженного состояния (ПН) и переходной области от ПД к ПН. Выделим основные закономерности разрушения материалов в каждой из вышеуказанных областей локального напряженного состояния.

Как уже отмечалось, разрушение материалов в условиях плоской деформации (ПД) сопровождается образованием у вершины трещины только одной пластической зоны. При этом отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью изломов к толщине образца или детали определяется выражением $h_{\max}/t < 10^{-2}$. Материалы с ОЦК решеткой разрушаются при плоской деформации всегда хрупко по механизму скола (транскристаллитное хрупкое разрушение) или по механизму межзеренного хрупкого разрушения (рис. 3.21, *б*). Такие механизмы разрушения обуславливают низкий, по сравнению с вязким разрушением, уровень искаженности кристаллической структуры материала в пластической зоне, оцененной по ширине рентгеновской дифракционной линии [6, 11]. Разрушение материалов с ГЦК решеткой в условиях плоской деформации происходит по механизму межзеренного хрупкого разрушения. При таком разрушении степень искаженности кристаллической структуры материала на поверхности изломов соизмерима с искаженностью кристаллической структуры при хрупком разрушении сколом материалов с ОЦК решеткой.

Разрушение материалов в условиях плоского напряженного состояния (ПН) сопровождается образованием под поверхностью изломов двух пластических зон: сильнодеформированной микрзоны h_{yh} и слабодеформированной макрзоны h_y . Из-за больших размеров пластических зон, прежде всего, макрзоны h_y , отношение h_{\max}/t возрастает практически на два порядка и становится $h_{\max}/t > 10^{-1}$ (рис. 3.21, *а*). Большие пластические деформации определяют вязкий характер разрушения материалов в условиях плоского напряженного состояния. Чаще всего такое разрушение происходит с образованием ямочного микрорельефа (рис. 3.21, *б*). Степень искаженности кристаллической структуры материала в слабо-

деформированной макроне h_y соизмерима со степенью искаженности структуры материала в пластической зоне при хрупком разрушении, а степень искаженности кристаллической структуры на поверхности изломов в местах разрыва перемычек между ямками достигает, по-видимому, максимального значения [6, 7]. В условиях плоского напряженного состояния могут разрушаться материалы как с ОЦК, так и с ГЦК решеткой.

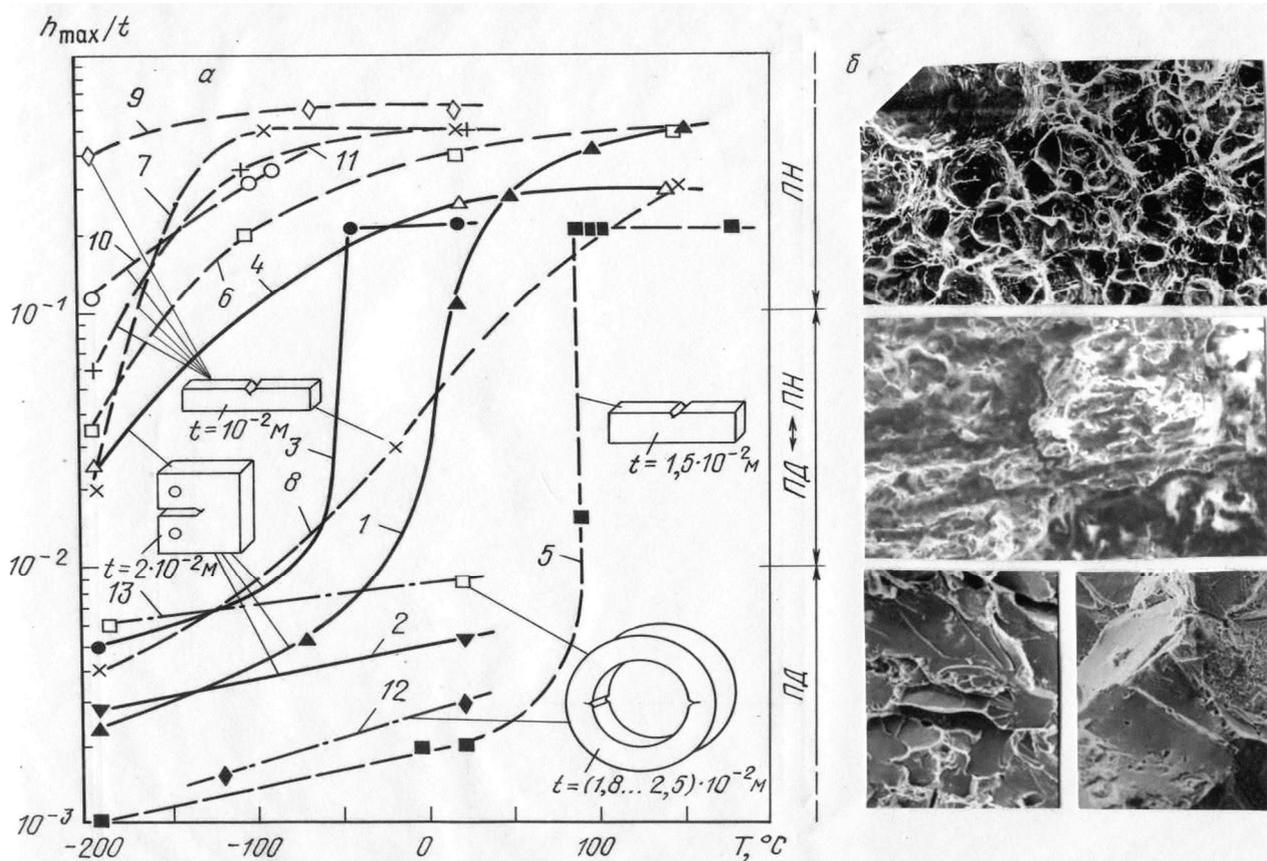


Рис. 3.21. Температурная зависимость отношения h_{max}/t для материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки) при статическом (1–4), ударном (5–11) и импульсном (12, 13) нагружениях и характерные микрорельефы изломов при ПД, ПН и переходной области от ПД к ПН:

1 – сталь 20; 2 – сталь 40; 3 – 15X2MФА; 4 – 03X13AГ19; 5 – сталь 45; 6, 13 – 0Г18Ф (закалка); 7 – 40X4Г18Ф (закалка); 8 – 40X4Г18Ф (закалка + старение), 9 – H26T3 (закалка), 10 – H32T3 (закалка), 11 – H26X5T3 (закалка + прерывистое старение), 12 – Ст3

В том случае, когда разрушение материалов происходит в переходной области от ПД к ПН, имеет место смешанное разрушение, при котором нет единого механизма разрушения, а

следовательно, невозможно отобразить единую схему формирования пластических зон под поверхностью изломов. В этом случае, как уже отмечалось ранее, не всегда представляется возможным четко разграничить макро- и микрону под поверхностью изломов вследствие небольших размеров пластических зон (прежде всего макрону h_y) [6, 7]; а отношение h_{\max}/t принимает значение: $10^{-2} < h_{\max}/t < 10^{-1}$ (см. рис. 3.21, а). В переходной области от ПД к ПН разрушаются преимущественно материалы с ГЦК решеткой, как правило, по смешанному механизму (см. рис. 3.21, б). При смешанном механизме разрушения степень искаженности кристаллической структуры материала на поверхности изломов соизмерима с искаженностью кристаллической структуры в сильнодеформированной микрону при вязком разрушении. Относительно низкая энергоемкость разрушения материалов при смешанном механизме обусловлена, по-видимому, малым размером микрону пластической деформации.

Из рис. 3.21, а также видно, что в областях, соответствующих плоской деформации и плоскому напряженному состоянию, увеличение или уменьшение температуры испытания приводит к незначительному изменению локального напряженного состояния материалов у вершины трещины при всех видах однократного нагружения; в переходной области от ПД к ПН – к более резкому его изменению. В материалах с ОЦК решеткой изменение локального напряженного состояния от ПД к ПН связано с достижением нижней критической температуры хрупкости ($T_{\text{хр}}^{\text{H}}$) и появлением на поверхности изломов первых участков вязкой составляющей. Температурные зависимости отношения h_{\max}/t для таких материалов имеют S-образный характер, аналогичный серийным кривым ударной вязкости или процента волокна в изломе. Для материалов с ГЦК решеткой данные зависимости имеют более плавный характер.

Сравним для широкого класса материалов с микро- и УМЗ структурой отношение h_{\max}/t с известным критерием механики разрушения $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$, используемым [6, 9, 18, 23] для оценки условий реализации плоской деформации при испытании образцов на статическую трещиностойкость (рис. 3.22). Из приведенного рисунка

видно, что критерий реализации ПД $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$ (на графике отмечен пунктирной линией) является менее жестким, чем предложенный критерий $h_{\max}/t < 10^{-2}$ и соответствует средней части переходной области от ПД к ПН.

Критерий локального напряженного состояния материала h_{\max}/t , основанный на анализе глубины пластических зон под поверхностью изломов, дает возможность уточнить известный критерий механики разрушения. Из рис. 3.22 можно сделать вывод, что для определения условий плоской деформации необходимо учитывать класс материала. Для материалов с ОЦК решеткой условия плоской деформации (ПД) можно записать $t/(K_{1C}/\sigma_T)^2 \geq 5,0$, а для материалов с ГЦК решеткой – $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 10$.

Именно в этих случаях под поверхностью изломов образуется только одна пластическая зона, а отношение h_{\max}/t становится меньшим 10^{-2} (рис. 3.22).

Аналогичным образом можно определить критерии реализации у вершины трещины плоского напряженного состояния (ПН). Для материалов с ОЦК решеткой таким критерием будет (рис. 3.22) соотношение $t/(K_C/\sigma_{0,2})^2 < 1,0$, а для материалов с ГЦК решеткой – соотношение $t/(K_C/\sigma_{0,2})^2 < 1,4$.

Изменение локального напряженного состояния материала у вершины трещины влияет не только на глубину пластических зон под поверхностью изломов, но и на степень искаженности кристаллической структуры материала в данных зонах, которая может быть оценена по ширине рентгеновской дифракционной линии. Воспользуемся для этого безразмерной величиной β/β_0 – отношением ширины дифракционной линии, полученной при съемке пластических зон β , к ширине линии, полученной при съемке эталона β_0 [6, 9]. Зависимости, связывающие h_{\max}/t и β/β_0 , для различных материалов представлены на рис. 3.23. В том случае, когда разрушение метастабильных аустенитных сталей при определенных условиях сопровождалось протеканием фазовых превращений в пластических зонах (стали 03X13AG19, 40Г18Ф, 40X4Г18Ф), точки на рис. 3.23 обведены двойными линиями.

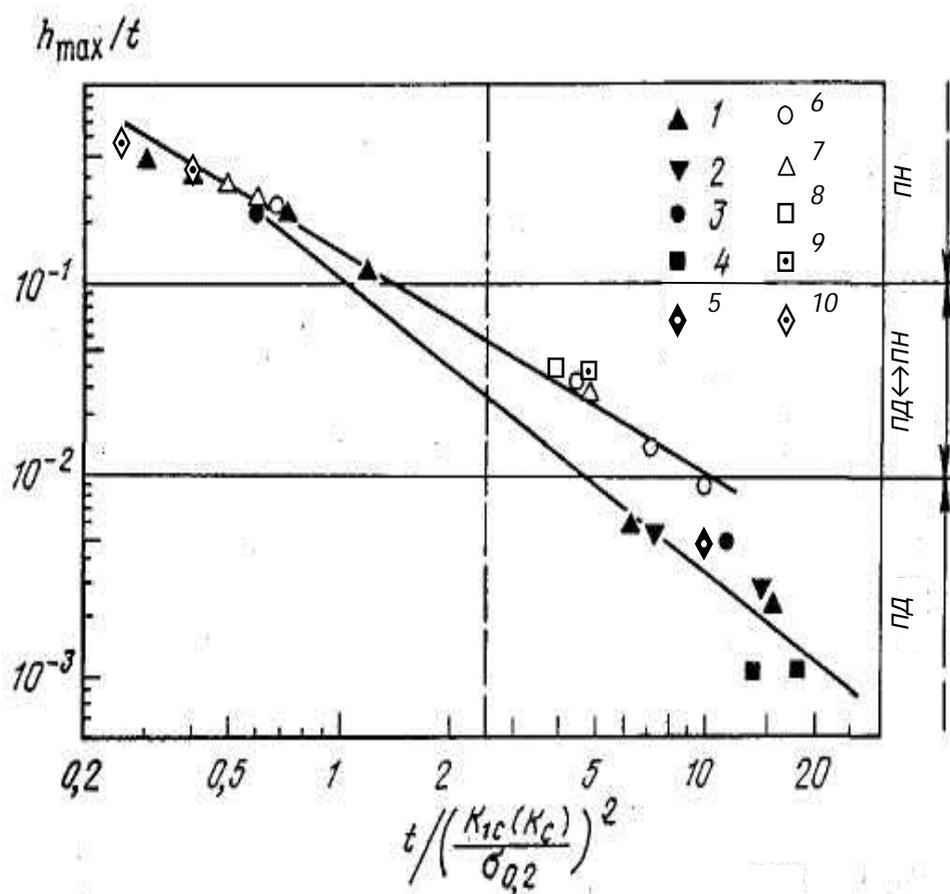


Рис. 3.22. Связь критериев h_{\max}/t и $t/(K_{1c}(K_c)/\sigma_{0,2})^2$ для материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки) при испытании на статическую трещиностойкость обычных (крупнозернистых) материалов (1–4, 6–8) [6] и материалов с УМЗ структурой (5, 9, 10) [24]. Пунктиром отмечен критерий $t/(K_{1c}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$: 1 – сталь 20; 2 – сталь 40; 3 – 15X2МФА; 4 – сталь 15; 5 – сталь 10 (после РКУП); 6 – Д16; 7 – 03X13АГ19; 8 – АК4-1; 9 – АК4-1 (после РКУП); 10 – АК4-1 (после РКУП)

Из рис. 3.23 видно, что для материалов, разрушение которых не сопровождалось фазовыми превращениями в пластических зонах, зависимости $h_{\max}/t - \beta/\beta_0$ описываются едиными кривыми, независимо от класса материалов и вида однократного нагружения. Выделим на данной зависимости три области:

1. При плоской деформации (ПД) отношение $\beta/\beta_0 \leq 2,0$.
2. В переходной области от ПД к ПН – $\beta/\beta_0 = 2,0 - 2,1$.
3. При плоском напряженном состоянии (ПН) – $\beta/\beta_0 \geq 2,1$.

Если на поверхности изломов аустенитных сталей образуются мартенситные фазы или деформационные двойники [6, 7], то при съемке поверхности таких изломов установить зависимость $h_{\max}/t - \beta/\beta_0$ не представляется возможным (рис. 3.23).

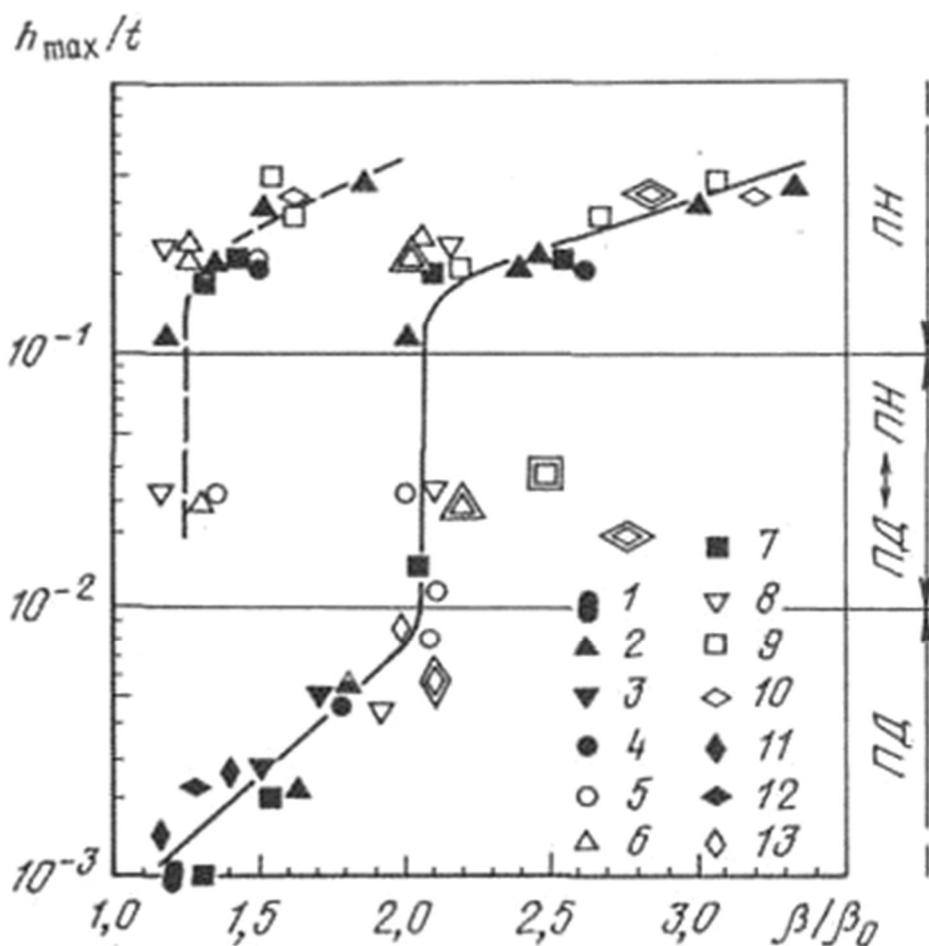


Рис. 3.23. Связь отношений h_{\max}/t и β/β_0 при съемке поверхности изломов (сплошная линия) и слабodeформированной макрзоны (пунктирная линия) статических (1–6), ударных (7–10) и импульсных (11–13) изломов материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки):
 1 – сталь 15; 2 – сталь 20; 3 – сталь 40; 4 – 15X2МФА; 5 – Д16; 6 – 03X13АГ19; 7 – сталь 45;
 8 – 40X4Г18Ф (закалка + старение); 9 – 40Г18Ф (закалка); 10 – 40X4Г18Ф (закалка);
 11 – Ст3; 12 – сталь 45; 13 – 40Г18Ф

1

Говоря о локальном напряженном состоянии материала при разрушении, мы, как правило, имеем в виду напряженное состояние в центральной части образца или детали; именно в центральной части излома производят измерение глубины пластических зон и по которым оценивают локальное напряженное состояние материала. Вблизи поверхности образца напряженное состояние иное: всегда близкое к плоскому напряженному состоянию, о чем свидетельствует, например, наличие на поверхности изломов губ среза. Связь размера губ среза λ с глубиной пластических зон под

поверхностью изломов и отношением h_{\max}/t представлено на рис. 3.24.

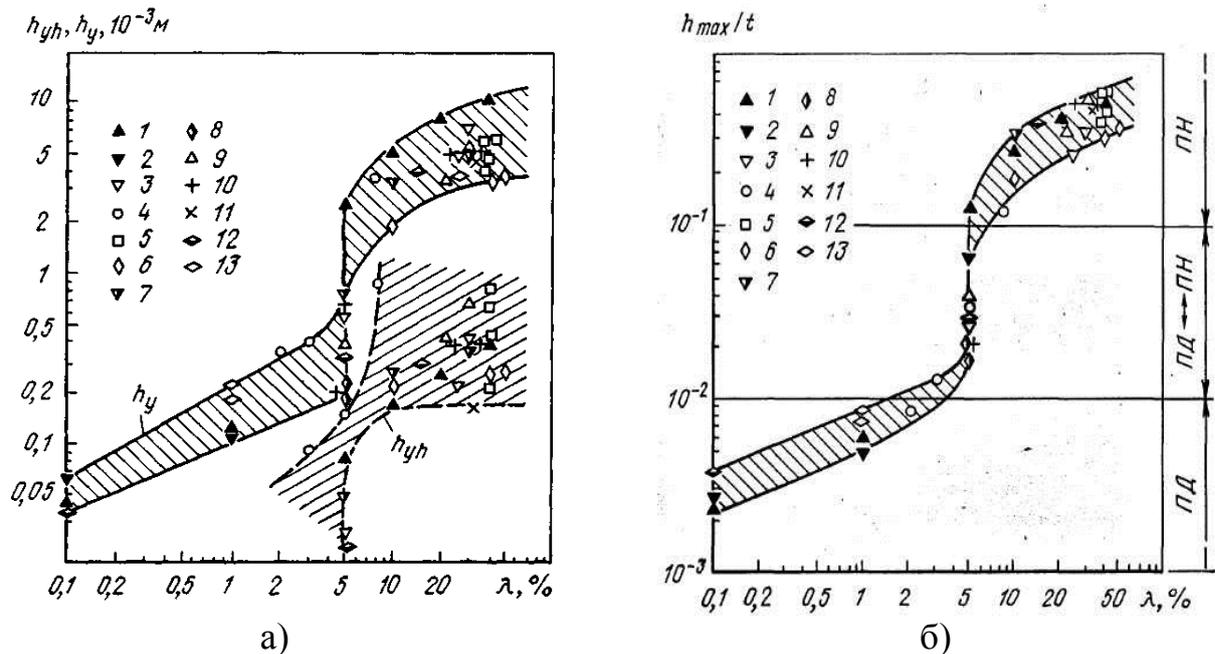


Рис. 3.24. Связь размера губ среза λ :

а – с глубиной пластических микро- (h_{yh}) и макрозоны (h_y) под поверхностью изломов; б – с отношением h_{\max}/t при статическом (1–4), ударном (5–12) и высокоскоростном импульсном (13) нагружении образцов из материалов с ОЦК (1, 2) и ГЦК решеткой (3–13): 1 – сталь 20, 2 – сталь 40, 3 – 03X13AG19, 4 – Д16, 5 – Н26Т3 (закалка), 6 – Н32Т3 (закалка), 7 – Н26Х5Т3 (закалка + старение); 8 – Н32Т3 (закалка + старение); 9, 13 – 40Г18Ф (закалка); 10 – 40Х4Г18Ф (закалка); 11 – 60Х3Г8Н8Ф (закалка); 12 – 40Х4Г18Ф (закалка + старение)

Как видно из приведенного рисунка, размер губ среза, независимо от класса материалов и вида однократного нагружения, связан с глубиной пластических зон под поверхностью изломов и локальным напряженным состоянием материала в центральной части образца, определяемым отношением h_{\max}/t . Причем, размер губ среза лучше коррелирует с глубиной пластической макрозоны h_y , чем с глубиной микрозоны h_{yh} (рис. 3.24, а). С увеличением размера губ среза глубина пластической макрозоны под поверхностью центральной части изломов возрастает. Наиболее сильное возрастание глубины макрозоны наблюдается при $\lambda=5\%$. Поэтому на зависимости « $\lambda - h_{\max}/t$ » (рис. 3.24, б) можно условно выделить три области:

1. При плоской деформации (ПД) $\lambda < 5\%$.
2. В переходной области от ПД к ПН $\lambda = 5\%$.
3. При плоском напряженном состоянии (ПН) $\lambda > 5\%$.

Таким образом, мы видим, что размер губ среза в периферийной части изломов достаточно полно отражает локальное напряженное

состояние материала в центральной части изломов, полученных при однократных видах нагружения, независимо от структуры и класса материалов. Это положение может быть использовано при диагностике разрушения для оценки локального напряженного состояния материала при аварийном разрушении промышленных конструкций и деталей машин.

На основании рассмотренных примеров, можно выделить следующие основные закономерности разрушения металлических материалов.

1. Механизм разрушения металлических материалов при однократных видах нагружения определяется локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины. При плоской деформации доминирующим механизмом разрушения является скол или межзеренное хрупкое разрушение; при плоском напряженном состоянии – ямочное разрушение; в переходной области от ПД к ПН доминирует смешанный механизм разрушения.

2. Количество и размеры пластических зон у вершины трещины не зависят от вида однократного нагружения и типа кристаллической решетки материала, а определяются локальным напряженным состоянием материала. При плоской деформации (ПД) образуется одна пластическая зона; при плоском напряженном состоянии (ПН) – две пластические зоны: сильнодеформированная микрizona h_{yh} и слабодеформированная макрizona h_y ; в переходной области от ПД к ПН из-за особенностей распределения структурных изменений материала не всегда представляется возможным разделить пластическую зону на микро- и макрizonу.

3. Для оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины при однократных видах нагружения может быть использован единый критерий: отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью изломов h_{max} к толщине образца или детали t , т.е. h_{max}/t . Если $h_{max}/t < 10^{-2}$, то разрушение произошло при плоской деформации (ПД); если $h_{max}/t > 10^{-1}$ - при плоском напряженном состоянии (ПН); если $10^{-2} < h_{max}/t < 10^{-1}$, то разрушение произошло в переходной области от ПД к ПН.

Отношение h_{max}/t можно рассматривать как количественный критерий оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины. Чем меньше вышеуказанное отношение, тем

более жесткое локальное напряженное состояние материала реализуется при разрушении.

4. Изменение локального напряженного состояния материала у вершины трещины сопровождается изменением не только количества и глубины пластических зон, но степенью искаженности кристаллической структуры в данной зоне. Если разрушение металлических материалов при однократных видах нагружения не сопровождается фазовыми превращениями в пластических зонах, то, независимо от вида нагружения (статическое, ударное, высокоскоростное импульсное), критерием локального напряженного состояния материала у вершины трещины может служить отношение ширины дифракционной линии, полученной с поверхности излома β , к ширине линии, полученной при съемке эталона β_0 , т.е. β/β_0 .

3.4. Разрушение металлических материалов нагружении

Известно, что общая долговечность образцов, деталей или элементов конструкций, работающих в условиях циклического нагружения, определяется в значительной степени периодом роста усталостной трещины, который, в зависимости от различных факторов, может изменяться в пределах 10–90 % [25] от общей долговечности образца или детали. Нередко, в конструкциях по тем или иным причинам уже имеются трещины или другие трещиноподобные дефекты. В этом случае живучесть материала конструкции будет определять скорость распространения в нем усталостной трещины.

Процесс разрушения металлических материалов при циклическом нагружении отличен от разрушения при однократных видах нагружения. Усталостное разрушение происходит при напряжениях, меньших предела прочности при статическом нагружении. Однако, многократно приложенные циклические нагрузки приводят к постепенному накоплению локальных повреждений в металле, переходящих в субмикроскопические трещины, которые, подрастая, объединяются в макроскопическую трещину. Дальнейший рост усталостной трещины контролируется коэффициентами интенсивности напряжения у ее вершины. По мере возрастания коэффициентов интенсивности напряжения изменяется локальное напряженное состояние материала у вершины трещины, а,

следовательно, и механизм усталостного разрушения. В этом проявляется один из элементов стадийности усталостного разрушения.

3.4.1. Зарождение усталостной трещины происходит, как правило, на поверхности или вблизи поверхности образцов или деталей, где напряжения от внешней нагрузки достигают максимальных значений. Трещины могут зарождаться на совершенно гладких полированных поверхностях, однако их возникновение в значительной степени облегчается при наличии различного рода концентраторов напряжения: неровностей от механической обработки, включений, точечной коррозии, локального износа и т. д.

Под действием циклических нагрузок на гладкой поверхности образцов образуются полосы локального скольжения и обусловленные ими рельефные участки. Такие рельефные участки связаны, по-видимому, с неоднородностью структуры реальных металлов и сплавов; они проявляются в виде особого вида образований на поверхности: выступов (экструзии) и впадин (интрузии) [3, 25], наблюдаемых в электронном микроскопе (рис. 3.25).

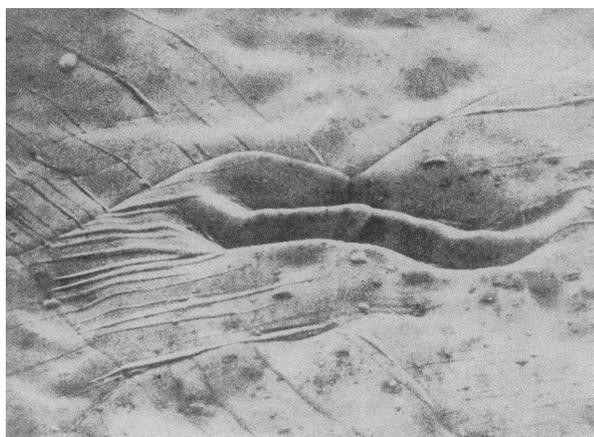


Рис. 3.25. Экструзии (выпуклости) и интрузии (впадины) в отожженном никеле [3] ($\times 3600$)

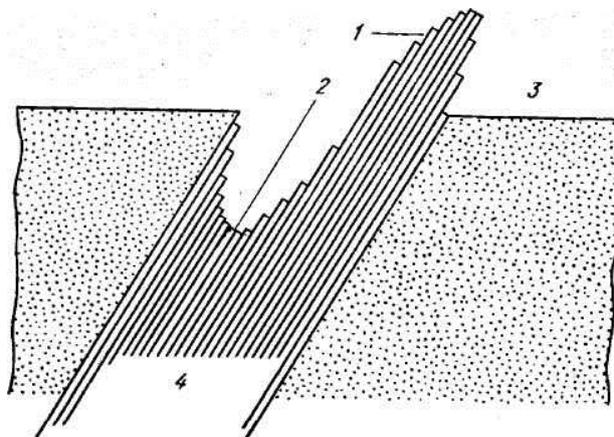


Рис. 3.26. Схема образования:
1 – экструзий и 2 – интрузий на
3 – поверхности металлических материалов, подвергнутых циклическим нагрузкам;
4 – полосы скольжения [3]

Полосы локального скольжения, приводящие к образованию экструзии и интрузии, формируются примерно под углом 45° к направлению растягивающего напряжения (рис. 3.26). Они обуславливают процесс формирования зародышевых микротрещин, которые также распространяются примерно под углом в 45° к

направлению растягивающего напряжения, как правило, в пределах одного или двух зерен.

На поверхности усталостных изломов стадию формирования полос скольжения и распространения микротрещин можно наблюдать в виде зоны начального сдвигового разрушения [1].

3.4.2 Распространение усталостной трещины. После образования и распространения усталостных микротрещин в области одного или двух зерен примерно под углом 45° к направлению растягивающего напряжения начинается стадия распространения усталостной макротрещины. На этой стадии трещина распространяется перпендикулярно к направлению приложенного напряжения.

Усталостные изломы (см. рис. 3.27, а, б) характеризуются наличием на их поверхности усталостных зон, отражающих стадийность усталостного разрушения [1, 6, 25]. В общем случае, усталостный излом имеет вид, изображенный на рисунке 3.26, а. Иногда, особенно при больших напряжениях цикла, первоначально могут образоваться несколько радиальных трещин, которые, соединяясь между собой, образуют вблизи очага разрушения ступени сдвига и гребни, параллельные направлению роста трещины (рис. 3.27, б). В общем случае процесс развития усталостной трещины включает (рис. 3.27, в) стадии медленного стабильного роста трещины (зона l_s), ускоренного нестабильного развития трещины (зона l_r) и стадию долома (зона l_d), разрушение в которой происходит по механизмам статического разрушения. Зона долома наступает при достижении усталостной трещиной длины критического значения l_f ($l_f = l_s + l_r$) (рис. 3.27, в). Зону l_f называют зоной усталостного развития трещины. Количество усталостных зон и их размеры зависят, прежде всего, от количества циклов нагружения, которое выдержал образец или деталь до разрушения. Форма усталостных зон зависит от конфигурации детали и схемы приложенной нагрузки. Усталостный излом обычно прямой (по крайней мере, на стадии усталостного развития трещины) с малой степенью шероховатости и почти без признаков сопутствующей разрушению макропластической деформации (рис. 3.27, а, б).

На стадии распространения за каждый цикл нагружения усталостная трещина продвигается вперед на определенное расстояние. При этом на поверхности излома остается

последовательный ряд полосок – усталостных бороздок, отражающих положение фронта трещины за каждый цикл нагружения (рис. 3.28, *a*). Профиль отдельных усталостных бороздок зависит, главным образом, от природы материала, а также от величины и характера нагрузки. Степень четкости выявления бороздок определяется проникающей в трещину окружающей среды и связанным с этим последующим образованием на поверхности излома характерного налета.

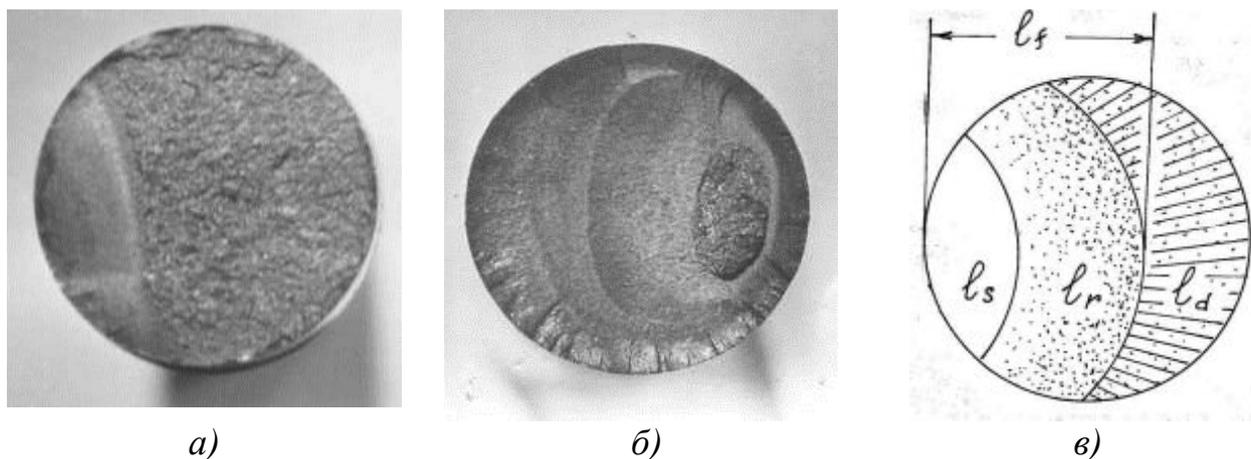


Рис. 3.27: *a*, *б* – общие виды и *в* – схема строения усталостных изломов

В настоящее время наибольшее признание получила модель роста усталостной трещины, приводящая к образованию бороздок по Лейрду и Смиуту (рис. 3.28) [3, 25]. Согласно этой модели, усталостная бороздка возникает вследствие последовательного расширения и сжатия боковых поверхностей трещины. При расширении устья трещины вследствие растягивающих напряжений, трещина продвигается. При двухстороннем сжатии пластически деформированный металл у вершины трещины подвергается сплющиванию, которое впоследствии проявляется в виде образования усталостной бороздки.

Наличие на поверхности излома усталостных бороздок однозначно свидетельствует о том, что имело место усталостное разрушение. Сами бороздки, расстояние между бороздками, количество бороздок, а в отдельных случаях и профиль бороздок широко используют в практике диагностики усталостного разрушения для определения номинального напряжения цикла, скорости распространения трещины и других параметров разрушения [1, 6, 26, 27].

Различают вязкие и хрупкие бороздки. Вязкие бороздки образуются путем чередования сдвигового и отрывного локального разрушения. Хрупкие бороздки встречаются реже и сочетают в себе особенности скола (ступеньки) и усталостного разрушения, поэтому они выглядят плоскими.

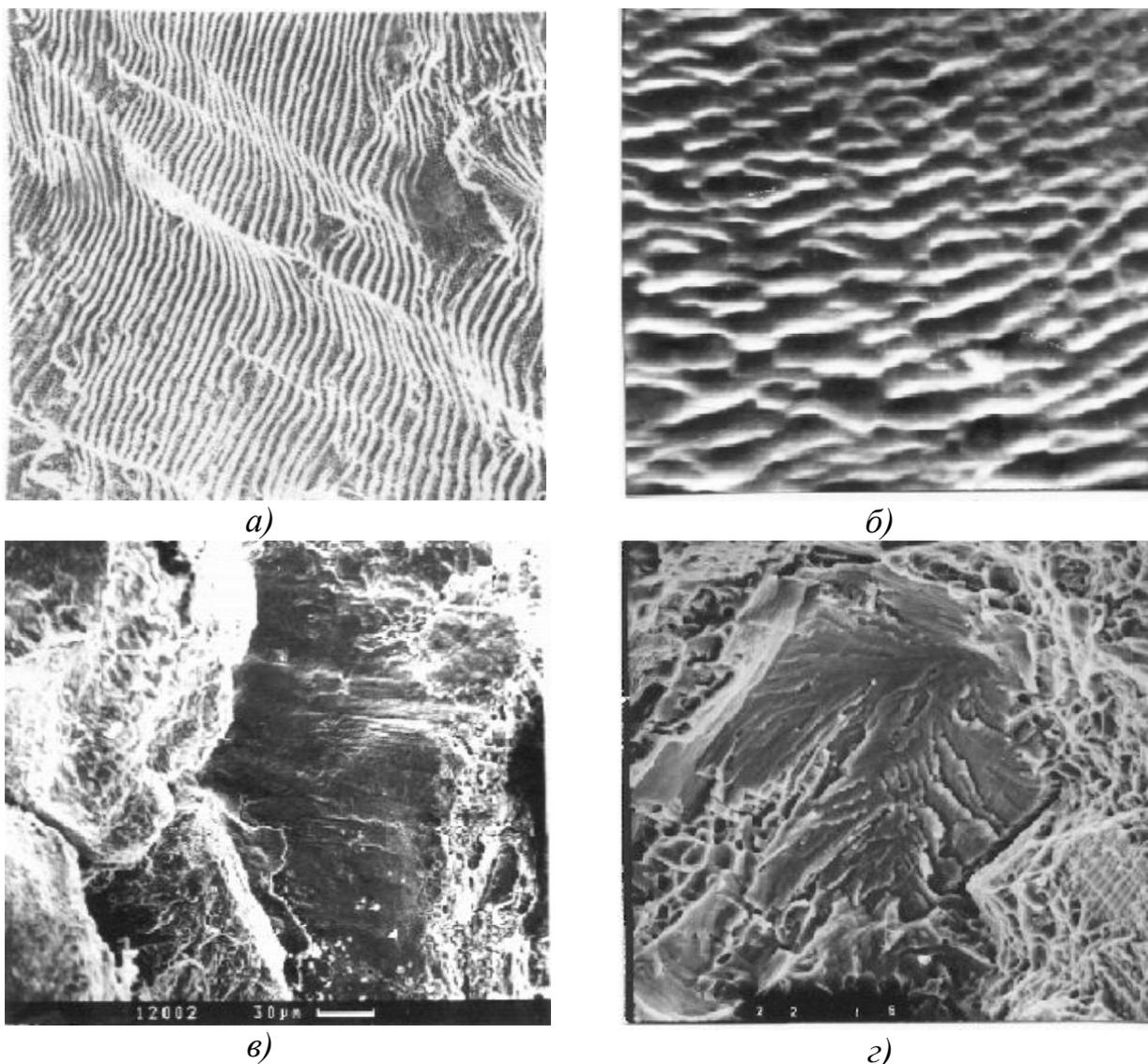


Рис. 3.28: *а* – усталостные бороздки на изломе образца из никелевого сплава;
б – квазибороздки на изломе образца из алюминиевого сплава;
в – зоны сдвигового разрушения на изломе образца из аустенитной стали,
 испытанного в условиях термоусталости; *г* – фасетка циклического скола на
 изломе образца из аустениной стали [1, 6, 26]:
а – $\times 2500$, *б* – $\times 1400$, *в* – $\times 300$, *г* – $\times 500$

Вблизи очага усталостной трещины при низких амплитудах напряжения различают иногда квазибороздки (рис. 3.28, *б*), отличающиеся от обычных усталостных бороздок тем, что их ширина

почти постоянна по длине трещины, а сами бороздки нерегулярные. Предполагают, что они образуются в результате выхода многочисленных линий скольжения на поверхность излома. В начальной зоне усталостных изломов, полученных при низких амплитудах напряжения, могут обнаруживаться области сдвигового разрушения (см. рис. 3.28, *в*) и фасетки циклического скола (рис.3.28, *г*), образование которых связано с развитием усталостной трещины вдоль определенных кристаллографических плоскостей. Перпендикулярно направлению роста магистральной трещины встречаются вторичные трещины (рис. 3.30, *а, б*).

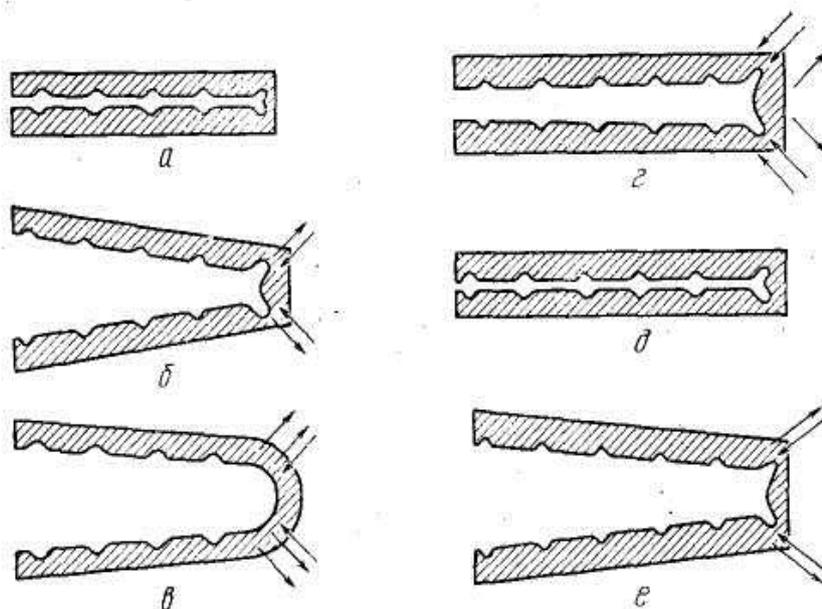


Рис. 3.29. Механизм роста усталостной трещины, приводящий к образованию бороздок. Двойные стрелки одинакового направления указывают на большую ширину полос скольжения во время развития трещины [3]:

а – ненагруженное состояние; *б* – небольшая растягивающая нагрузка;

в – максимальная нагрузка; *г* – небольшая сжимающая нагрузка;

д – максимальная сжимающая нагрузка; *е* – небольшая растягивающая нагрузка

Вторичные трещины появляются в материале в результате локальной релаксации напряжения при ее движении. С увеличением степени охрупчивания материала склонность к образованию вторичных трещин увеличивается. Кроме того, на усталостных изломах иногда наблюдаются траковые следы (рис. 3.30, *в*), свидетельствующие о механическом повреждении материала в результате многократного соударения и относительного перемещения двух взаимно соприкасающихся поверхностей. Часто их появление

связано с выкрошившимися частицами материала на поверхности излома.

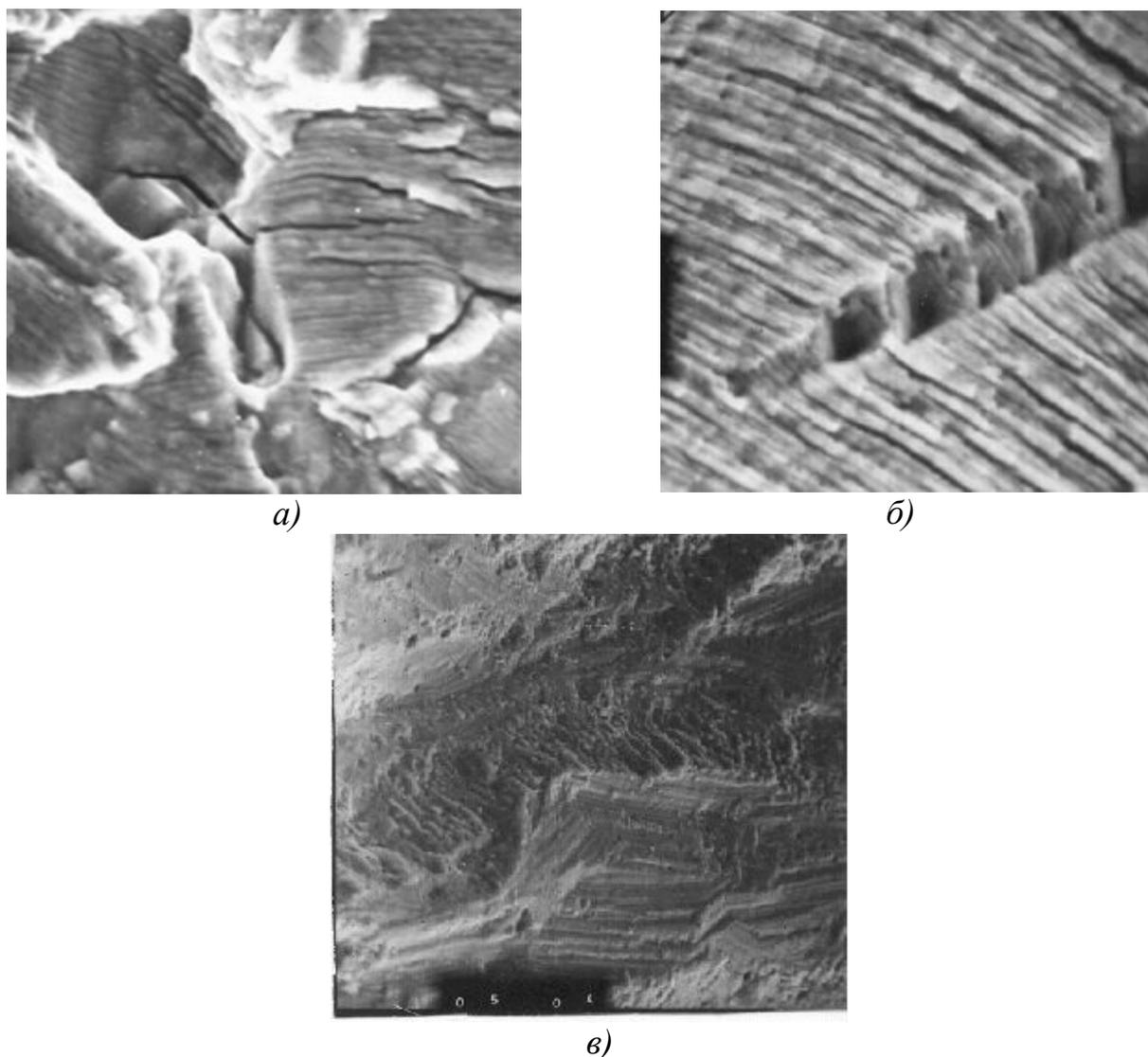


Рис. 3.30. *а, б* – вторичные трещины; *в* – траковые следы на усталостном изломе:
а – $\times 1200$, *б* – $\times 3000$, *в* – $\times 3000$

3.4.3. Циклы, схемы и виды нагружения. Цикл нагружения – это совокупность последовательных значений переменных напряжений за один период их изменения.

Важнейшими параметрами цикла нагружения являются [24] (рис. 3.31):

1. Максимальное (σ_{\max}) и минимальное (σ_{\min}) значения напряжения цикла.
2. Размах напряжения цикла: $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$.
3. Амплитуда напряжения: $\sigma_a = 0,5(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$.

4. Среднее напряжение цикла: $\sigma_m = 0,5(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$.
5. Коэффициент асимметрии цикла нагружения: $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$.
6. Частота и период нагружения: $f = 1/T$.

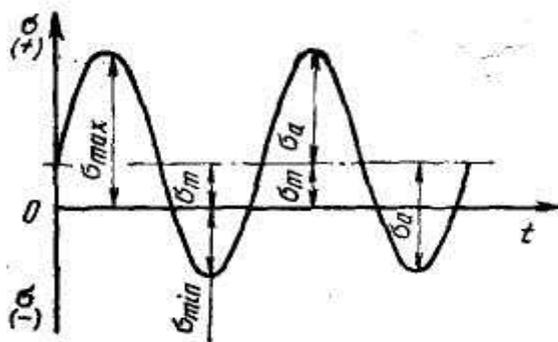


Рис. 3.31. Важнейшие параметры цикла нагружения

В зависимости от значения коэффициента асимметрии цикла нагружения R различают следующие виды циклов нагружения [24, 6] (рис. 3.32):

1. Знакопостоянные циклы: растягивающие ($0 < R < 1$) и сжимающие ($1 < R$).
2. Знакопеременные циклы: симметричный ($R = -1$), преимущественно растягивающие ($-1 < R < 0$) и преимущественно сжимающие ($-\infty < R < -1$).
3. Отнулевой сжимающий ($R = 0$) и отнулевой сжимающий ($R = -\infty$) циклы.

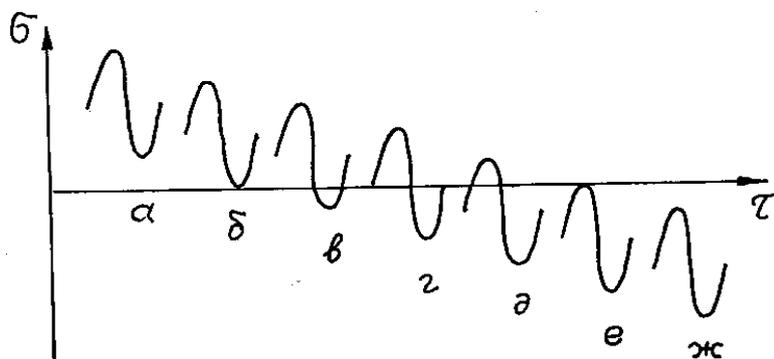


Рис. 3.32: а, ж – виды знакопостоянных; в – д – знакопеременных; б, е – отнулевых циклов нагружения:
а – растягивающие ($0 < R < 1$); б – отнулевой ($R = 0$);
в – преимущественно растягивающие ($-1 < R < 0$); г – симметричный ($R = -1$);
д – преимущественно сжимающие ($-\infty < R < -1$);
е – отнулевой сжимающий ($R = -\infty$); ж – сжимающие ($1 < R$)

Вид цикла нагружения определяет соотношение максимального и минимального напряжения цикла и существенно влияет как на кинетику развития усталостной трещины, так и на формирование пластических зон у вершины трещины.

Форма цикла (рис. 3.33) определяет длительность выдержки при заданном уровне напряжения. Она значительно влияет на время до зарождения усталостной трещины и, в меньшей степени, на время распространения трещины [24]. Это влияние особенно усиливается при высокотемпературном усталостном разрушении.

На напряженное состояние материала при усталостном разрушении значительное влияние оказывает схема нагружения. Поэтому при испытании образцов схему нагружения выбирают так, чтобы в наибольшей степени воспроизвести напряженное состояние материала в конструкции или детали, а также получить излом эксплуатационного вида.

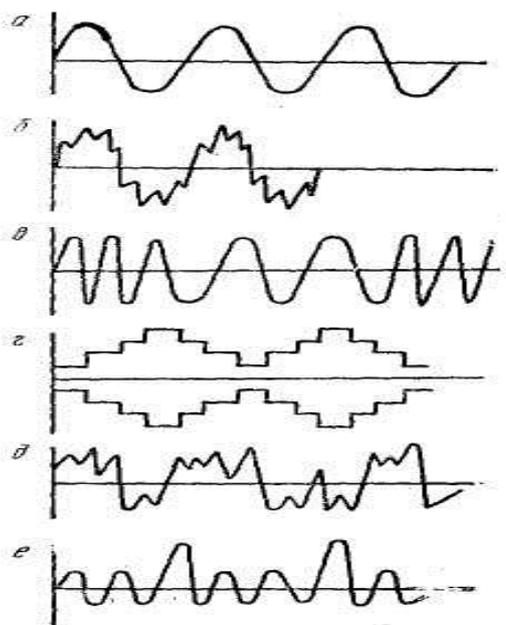


Рис. 3.33. Различные формы изменения амплитуды напряжения цикла:
а – с постоянными амплитудами при синусоидальной (гармонической) форме циклов,
б – бигармонической, в – с переменной частотой, г – программированный блочный цикл,
д – произвольный цикл, е – с перегрузкой в гармоническом цикле

При испытании на усталость используют два существенно различающихся между собой вида нагружения [24]:

- мягкое нагружение – с заданным размахом нагрузки (напряжения);
- жесткое нагружение – с заданным размахом деформации.

При мягком нагружении (рис. 3.34, а) заданной величиной является нагрузка; она практически постоянна на всем протяжении испытания. В этом случае перемещение кинематически не ограничено и может изменяться в зависимости от изменения жесткости нагружаемой системы в период постепенного роста усталостной трещины. Мягкое нагружение более широко распространено в промышленных конструкциях и деталях машин, чем жесткое нагружение.



Рис. 3.34. Нагружение образцов:
а – мягкое; б – жесткое

При жестком нагружении (см. рис. 3.34, б) заданной величиной является кинематически ограниченное перемещение, постоянное на всем протяжении испытания, включая период уменьшения жесткости образца или детали при развитии усталостной трещины. При жестком нагружении усилие изменяется в зависимости от изменения жесткости нагружаемой системы. Такой вид нагружения имеет место, например, в шатунно-кривошипных механизмах, подкладках рельсовых сцеплений и т.д.

Принято считать, что вид нагружения практически не влияет как на значение предела выносливости материала, так и на значение величин ограниченной долговечности при весьма больших перегрузках. В то же время имеются данные [24], что жесткое нагружение обуславливает ранее появление микроскопических трещин в материале, а мягкое нагружение – большую долговечность образцов с трещиной.

3.4.4. Кривая усталости. Малоцикловая, многоцикловая и гигацикловая усталость. Усталостную прочность материала определяют путем усталостных испытаний определенного количества образцов при различных значениях напряжения цикла. Чаще всего используют симметричный цикл ($R=-1$), а напряжение цикла обозначают как σ_{-1} , МПа. При этом фиксируют количество циклов

нагружения до разрушения образцов (N , цикл). Затем строят графическую зависимость в линейных координатах « $\sigma_{-1}-N$ » или чаще в полулогарифмических координатах « $\sigma_{-1}-\lg N$ ». Полученную таким образом кривую называют кривой усталости или кривой Велера (рис. 3.35).

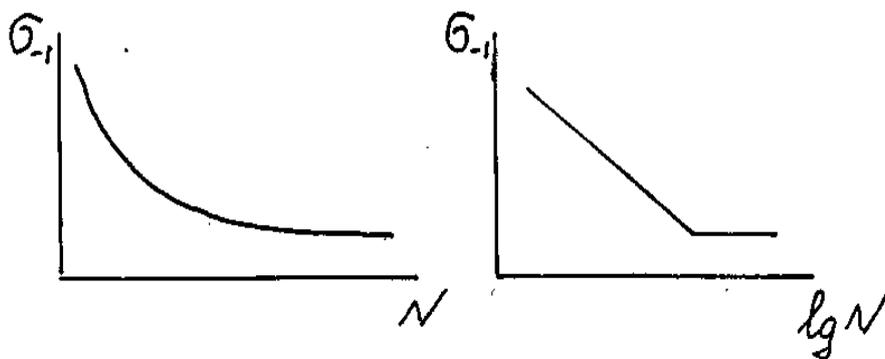


Рис. 3.35. Кривые усталости в координатах:
 $a - \sigma_{-1} - N$; $b - \sigma_{-1} - \lg N$

На кривых усталости с четко выраженным горизонтальным участком можно выявить уровень напряжений, не приводящий к разрушению образцов при сколь угодно больших циклах нагружения – физический предел усталости (выносливости). Кривые такого типа характерны для черных металлов и сплавов титана. Кривые усталости с асимптотическим приближением правой ветви к горизонтали характерны для сплавов цветных металлов, а также для черных металлов в случае влияния коррозионной среды [24, 25]. В этом случае для определения предела усталости (выносливости) вводят понятие базы испытания. Схема полной кривой усталости по В. Терентьеву изображена на рис. 3.36.

Предел усталости (выносливости) (σ_w) – это величина максимального напряжения цикла, не вызывающая разрушение образца на базе N_R .

База испытания (N_R) – это предварительно заданное число циклов нагружения, до которых образцы испытывают на усталость. Для определения предела усталости (выносливости) значение базы N_R принимают равной 10^7 циклов для металлов и сплавов, имеющих практически горизонтальный участок на кривой усталости. Для металлов и сплавов с асимптотическим приближением правой ветви к горизонтали $N_R = 10^8$ циклов [24]. При этом предполагается, что при дальнейшем увеличении циклов нагружения (больше N_R) разрушение образцов не произойдет при сколь угодно длительном испытании.

Точке *A* (рис. 3.36) соответствует напряжение, близкое к пределу прочности материала, при котором разрушение происходит за один цикл. Участку *ABC* соответствует область квазистатического разрушения. Долговечность образца в данной области, как правило, не превышает 10^2 циклов. Из-за высокого уровня напряжений квазистатический излом имеет утяжку, а многочисленные трещины, зарождаясь на поверхности образца на разном уровне, приводят к образованию ступеней. По внешнему виду квазистатические изломы не отличаются принципиально от статических.

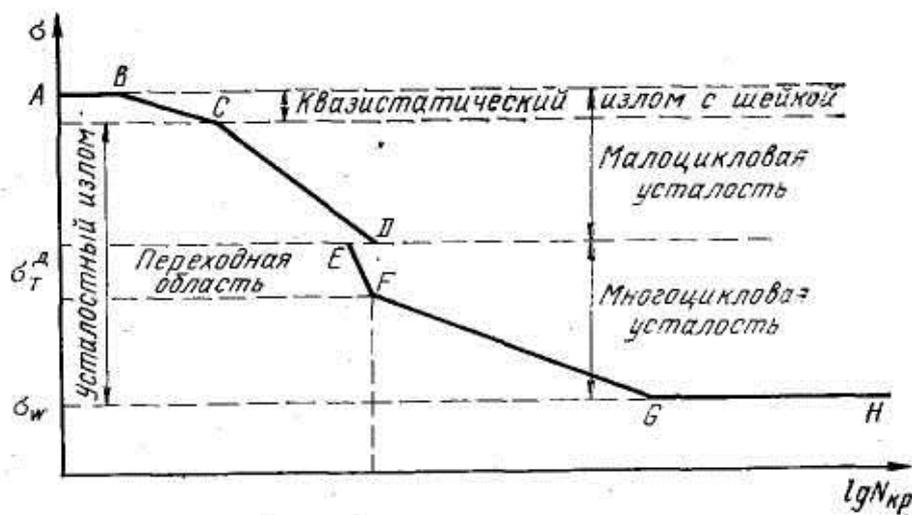


Рис. 3.36. Традиционное изображение схемы полной кривой усталости в координатах $\lg\sigma - \lg N_{кр}$:

$\sigma_{ТД}$ – динамический предел текучести; σ_w – предел усталости (выносливости);
 N_k – количество циклов нагружения, соответствующее области разрыва кривой усталости;
 N_R – база испытания

Участок *CD* соответствует области малоциклового усталости. Область малоциклового усталости распространяется от области квазистатического разрушения до разрыва кривой усталости (рис. 3.36). При малоциклового усталости трещина продвигается вперед при каждом цикле нагружения, образуя на поверхности излома бороздчатый микрорельеф. Характерной особенностью малоциклового усталости является образование на поверхности излома только одной усталостной зоны, за которой следует зона долома. Такое строение излома отражает достаточно высокий уровень циклических нагрузок в области малоциклового усталости.

Разрыв кривой усталости (*DE*) наблюдается при достижении динамического предела текучести материала $\sigma_{ТД}$, т.е. предела текучести материала при скорости деформации, равной скорости

циклического нагружения. Значение N_k по разным данным [1, 24, 25] находится в широких пределах от 10^3 до 10^6 циклов нагружения.

За разрывом кривой усталости следует область многоциклового усталости (участок $EFGH$) (см. рис. 3.36). Низкий уровень циклических нагрузок в данной области усталостного разрушения обуславливает образование на поверхности изломов двух усталостных зон: зоны стабильного роста трещины (l_s) и зоны ускоренного развития трещины (l_r). По этой же причине долом на таких изломах занимает незначительную часть поверхности излома.

В последнее время появились данные [28–30] о построении кривой усталости в широком диапазоне циклов нагружения, включающих также область гигацикловой усталости, т.е. 10^9 и более циклов. Это вызвано тем, что требуемая долговечность элементов конструкций различных отраслей техники превышает долговечность, принятую в стандартах (10^7 – 10^8 циклов). При увеличении длительности эксплуатации выше этого значения растет число аварийных разрушений. Приведенные в литературе результаты испытания различных (чаще всего высокопрочных) конструкционных материалов на базе 10^8 – 10^9 циклов свидетельствуют [28–30], что в этом диапазоне циклов нагружения наблюдается снижение предела усталости материалов на 100–200 МПа (рис. 3.37). Это означает, что концепция о существовании бесконечной долговечности при напряжениях ниже предела усталости (σ_w) на базе 10^6 – 10^8 циклов неверна и не гарантирует предсказанной долговечности; ее можно рассматривать лишь как удобное и экономически оправданное приближение [30], а схема, приведенная на рис. 3.35, является частью общей кривой усталости.

Переход усталостного разрушения из области малоциклового усталости в область многоциклового и, особенно, в область гигацикловой усталости, в большинстве случаев, сопровождается изменением расположения очага зарождения усталостной трещины и механизма разрушения. Так, уже знакомая нам кривая усталости стали $SUJ2$ ($\sigma_b = 2300$ МПа) с различной поверхностной обработкой образцов (рис. 3.37) имеет две ветви – верхнюю и нижнюю, связанные ступенькой или разрывом в области обычного предела усталости.

Исследование изломов данной стали показало [29], что при амплитудах напряжения, соответствующих верхней ветви кривой

усталости, трещина зарождается на поверхности гладких образцов, а при напряжениях, соответствующих нижней ветви, очаг разрушения обнаруживается под поверхностью и имеет вид «рыбьего глаза» с неметаллическим включением в его центре. Развитие разрушения от включения свидетельствует о сильном влиянии включений на долговечность образцов в гигацикловой области.

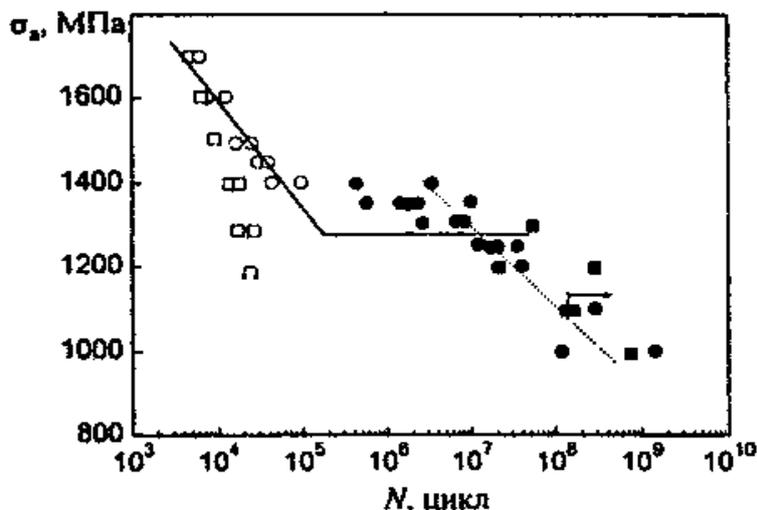


Рис. 3.37. Кривая усталости стали SUJ2. Кружки и квадраты – экспериментальные точки, полученные для образцов после шлифовки и электрополировки; светлые и темные точки соответствуют зарождению трещины на поверхности и под поверхностью образцов [30]

3.4.5. Элементы механики разрушения при циклическом нагружении. Как уже отмечалось, коэффициент интенсивности напряжения K в случае однократных видов нагружения характеризует поле напряжения у вершины трещины и является функцией напряжения σ и длины трещины l , т.е. $K = f(\sigma, l)$. При усталостном нагружении образца или детали напряжения за один цикл нагружения изменяются от максимального значения σ_{\max} до минимального значения σ_{\min} . Соответствующим образом будут изменяться и значения коэффициента интенсивности напряжения у вершины трещины. Поэтому в случае циклического нагружения образца или детали поле напряжения у вершины усталостной трещины при постоянной длине трещины l принято характеризовать двумя значениями коэффициента интенсивности напряжения [9, 18]: $K_{\max} = f(\sigma_{\max}, l)$ и $\Delta K = f(\Delta\sigma, l)$. Первое значение (K_{\max}) называют максимальным значением коэффициента интенсивности напряжения, второе значение ($\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$) – размахом коэффициента интенсивности напряжения. Данные

значения коэффициента интенсивности напряжения имеют, как и в случае статического нагружения, размерность (МПа $\sqrt{м}$) и связаны между собой через коэффициент асимметрии цикла нагружения R уравнением

$$\Delta K = (1 - R)K_{max}.$$

В процессе распространения усталостной трещины ее длина l непрерывно возрастает, следовательно, увеличиваются и значения коэффициентов интенсивности напряжения K_{max} и ΔK . Увеличение коэффициентов интенсивности напряжения K_{max} и ΔK , как будет показано дальше, приводит к увеличению скорости распространения усталостной трещины, увеличению размеров пластических зон и изменению локального напряженного состояния материала у вершины трещины в сторону плоского напряженного состояния.

3.4.6. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения.

В настоящее время для анализа процесса усталостного разрушения на стадии распространения трещины общепринято представлять экспериментальные данные в виде кинетических диаграмм усталостного разрушения, отражающих зависимость скорости распространения трещины в материале (dl/dN) от размаха (ΔK) или максимального значения (K_{max}) коэффициента интенсивности напряжения. Полная кинетическая диаграмма усталостного разрушения в двойных логарифмических координатах представляет собой S-образную кривую (рис. 3.38), ограниченную критическими значениями коэффициента интенсивности напряжения: K_{th} , ниже которого трещина не распространяется или распространяется крайне медленно ($dl/dN < 10^{-10}$ м/цикл), и K_{fc} , называемого циклической трещиностойкостью.

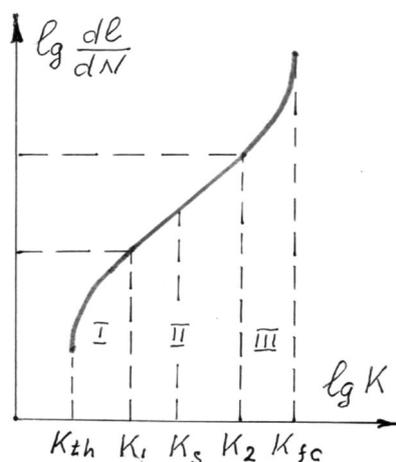


Рис. 3.38. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения

Кинетическая диаграмма усталостного разрушения состоит из трех участков, которым соответствуют различные доминирующие механизмы разрушения. На первом участке скорость распространения трещины контролируется механизмом сдвига, на втором – механизмом микроотрыва, на третьем – смешанным механизмом (микросдвиг и микроотрыв). Переход от одного участка кинетической диаграммы разрушения к другому происходит при достижении пороговых значений коэффициента интенсивности напряжения (K_1 – при переходе от первого ко второму участку и K_2 – при переходе от второго к третьему участку). Кроме вышеперечисленных пороговых значений коэффициента интенсивности напряжения, выделяют также пороговое значение K_s (рис. 3.38), соответствующее критической длине усталостной зоны l_s .

На первом, низкоамплитудном участке диаграммы размеры пластических зон у вершины усталостной трещины соизмеримы с размерами зерна в металле, что обуславливает повышенную чувствительность процессов разрушения к микроструктуре материала. В частности, имеются данные [31, 32], что переход от первого ко второму участку кинетической диаграммы соответствует условию, когда размер циклической зоны у вершины трещины достигает размера зерна в металле.

Второй, среднеамплитудный участок включает область скоростей трещины примерно от 10^{-8} м/цикл до 10^{-6} м/цикл. Зависимость скорости роста трещины от ΔK или K_{max} в этой области определяется известным уравнением Пэриса:

$$dl/dN = C \cdot \Delta K (K_{max})^n, \quad (3.8)$$

где C и n – константы. Причем, показатель степени n в данном уравнении в основном определяется свойствами материала и может изменяться в довольно широких пределах (от 1,4 до 12), а коэффициент C зависит, в общем случае, от условий испытания: асимметрии цикла, частоты нагружения, температуры и т.д. [31, 32].

Третий, высокоамплитудный участок соответствует значениям коэффициента интенсивности напряжения, приближающимся к критическому значению коэффициента интенсивности напряжения K_{fc} . В этой области скорость распространения усталостной трещины резко возрастает.

Как отмечалось выше, на определенных стадиях развития усталостной трещины доминируют различные механизмы разрушения. В связи с этим структура материала, его механические свойства, условия нагружения и внешние факторы оказывают неодинаковое влияние на скорость распространения трещин на различных стадиях усталостного разрушения. Так, в области низких значений ΔK (K_{\max}), отвечающих первому участку на кинетической диаграмме усталостного разрушения, скорость распространения трещины, как уже отмечалось, чувствительна к микроструктуре материала и микронеоднородностям. И наоборот, микроструктура материала слабо влияет на скорость распространения трещины на третьей, заключительной стадии разрушения [6, 20, 31, 32]. Кратковременные перегрузки оказывают существенное влияние на скорость распространения трещины на начальной стадии разрушения и почти не влияют на конечной стадии. Коэффициент асимметрии цикла нагружения оказывает наибольшее влияние на рост трещины как на первом, так и на третьем участке [6, 20, 31–33]; частота нагружения – на втором и третьем участках. Влияние некоторых агрессивных сред существенно сказывается на первом и на втором участках кинетической диаграммы разрушения и практически исчезает на третьем участке [20, 31, 33].

Температура испытания является одним из наиболее важных факторов, изменяющих не только механические свойства материала, но и активность его взаимодействия со средой. Как правило, для большинства материалов понижение температуры испытания приводит к снижению скорости распространения трещины [31]. Однако в результате испытания средне- и малоуглеродистой стали, а также некоторых других материалов [20, 31, 32] было установлено, что влияние пониженной температуры на скорость роста трещин существенно зависит от величины коэффициентов интенсивности напряжения.

При низких значениях ΔK (K_{\max}), отвечающих первому участку на кинетической диаграмме усталостного разрушения, понижение температуры испытания приводит к замедлению скорости распространения трещины, а при высоких значениях ΔK (K_{\max}) – резкому ускорению разрушения. На некотором участке в среднеамплитудной области понижение температуры испытания практически не сказывается на кинетике развития усталостной

трещины. Понижение температуры приводит к увеличению критического значения коэффициента интенсивности напряжения K_{th} и к такому же уменьшению K_{fc} [6, 20, 31–33]. При этом низкотемпературная диаграмма усталостного разрушения становится более крутой, так что малые изменения коэффициентов интенсивности напряжения у вершины трещины приводят к большим изменениям скорости распространения трещины. Это указывает на повышенную опасность к разрушению конструкций, работающих при низких температурах, от случайных перегрузок.

Микрофрактографический анализ усталостных изломов различных марок стали, алюминиевых, никелевых, титановых и других сплавов позволил установить, что каждому участку кинетической диаграммы разрушения при данной температуре испытания соответствует типичный микрорельеф, обусловленный определенным механизмом роста трещины. Так, при малых скоростях роста трещины в пределах низкоамплитудного участка кинетической диаграммы усталостного разрушения на изломах сталей доминирует строчечная структура с небольшими участками циклического скола при низких температурах и бороздчатого рельефа при высоких температурах. На изломах алюминиевых сплавов [31, 34] данному участку соответствуют плоские фрагменты, вытянутые вдоль направления распространения трещины. При большом увеличении на этих участках видны следы пластической деформации, что указывает на иной, чем для обычного скола, механизм его образования. Нередко данная стадия развития усталостной трещины характеризуется наличием отличного от других стадий угла макроориентировки поверхности излома.

В случае более высоких скоростей (второй и частично третий участки диаграммы усталостного разрушения) распространения трещины микрорельеф излома сталей, образованный выше и ниже критической температуры хрупкости, существенно отличается. На изломах стали с ярко выраженным интервалом вязко-хрупкого перехода выше критической температуры хрупкости преобладает бороздчатый механизм, ниже – скол, иногда с вязкими участками [1, 25]. В алюминиевых сплавах, в которых отсутствует интервал вязко-хрупкого перехода, при средних скоростях роста трещины преобладают бороздки и ямки независимо от температуры испытания.

При переходе усталостного разрушения в заключительную стадию (область высоких скоростей) микрорельеф усталостных изломов становится все более схожим с типичным микрорельефом при статическом нагружении. Роль критической температуры хрупкости на данной стадии разрушения доминирует. При высоких температурах на поверхности усталостных изломов преобладают бороздки и ямки, при низких – скол.

3.4.7. Пластические зоны у вершины усталостной трещины.

Особенности процесса усталостного разрушения проявляются в формировании у вершины трещины пластических зон. Согласно теоретической модели Райса [35], в условиях циклического деформирования у вершины усталостной трещины образуются две пластической зоны: монотонная зона (зона текучести) r_y , появляющаяся уже на первых стадиях нагружения, и циклическая зона (зона обратной пластической деформации) r_{yh} . Образование циклической пластической зоны связано с тем, что в вершине распространяющейся трещины возникают значительные по величине напряжения сжатия, в то время как впереди трещины имеют место растягивающие напряжения. Высказано предположение [36], что образование монотонной зоны связано с достижением микротекучести материала.

Наличие циклической и монотонной пластических зон под поверхностью усталостных изломов было экспериментально подтверждено на материалах различного класса. Для всех материалов размеры данных зон увеличиваются с возрастанием ΔK и K_{max} по степенному закону, причем для большого класса материалов размеры циклической зоны под поверхностью изломов лучше коррелируют с ΔK , а монотонной – с K_{max}^2 [6, 36].

Японский исследователь Екобори одним из первых начал изучать структурное состояние материала в локальном объеме впереди усталостной трещины и пришел к выводу [36], что «зона макроскопической пластичности» (монотонная зона) связана со статической пластической деформацией, а «зона микроскопической деформации» (циклическая зона) является непременным условием распространения усталостной трещины. Другие исследователи при рассмотрении структурных изменений материала у вершины трещины, наряду с монотонной и циклической зонами, выделяют зону интенсивного скольжения, наблюдаемую на поверхности

образца и близкую по размерам к циклической зоне, а также «зону процесса» размером в несколько микрон, непосредственно прилегающую к устью трещины.

Рассмотрим схему образования пластических зон при растягивающем цикле нагружения [6, 20] (рис. 3.39).

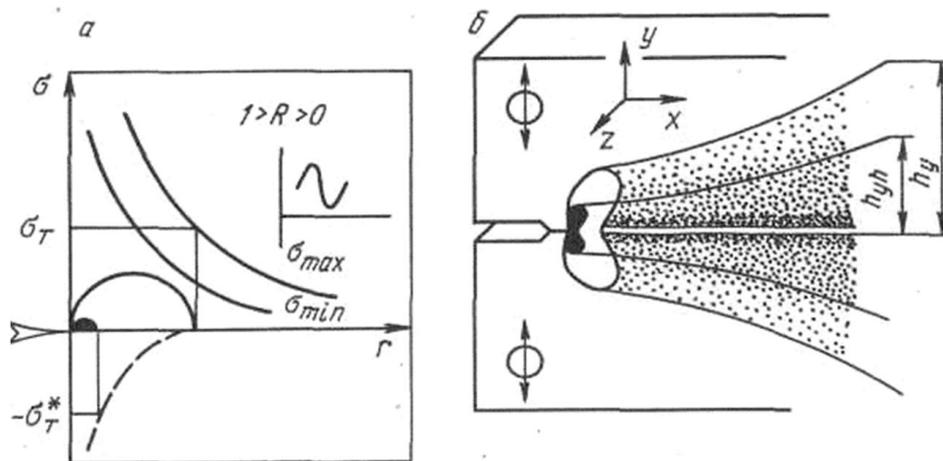


Рис. 3.39. Схема образования усталостной трещины:

a – у вершины; *б* – под поверхностью изломов при ее распространении монотонной h_y (светлое поле) и циклической h_{yh} (темное поле) пластических зон при растягивающих циклах нагружения [6, 20];

σ_T^* – предел текучести при сжатии деформационно упрочненного материала

Как уже отмечалось, образование монотонной пластической зоны связано с максимальными растягивающими напряжениями, возникающими у вершины усталостной трещины. Поэтому размеры ее хорошо коррелируют с K_{max} . При изменении знака нагружения в случае одноименно растягивающих циклов нагружения ($1 > R > 0$) в пределах монотонной пластической зоны возникают сжимающие напряжения (на рис. 3.39, *a* показаны пунктирными линиями). При достижении предела текучести деформационно упрочненного материала σ_T^* эти сжимающие напряжения формируют циклическую пластическую зону. Поэтому циклическая пластическая зона образуется даже в случае одноименных растягивающих циклов нагружения, а размеры ее лучше коррелируют с ΔK . Поскольку с увеличением длины усталостной трещины коэффициенты интенсивности напряжения K_{max} и ΔK увеличиваются, возрастает и глубина как монотонной, так и циклической пластических зон под поверхностью изломов (рис. 3.39, *б*), а следовательно, локальное

напряженное состояние материала у вершины трещины изменяется в сторону плоского напряженного состояния.

Аналогичным образом формируются монотонная и циклическая пластические зоны у вершины усталостной зоны при отнулевом цикле нагружения ($R=0$) (рис. 3.40, *a*). На рис. 3.40 пластические зоны, образующиеся при напряжениях растяжения, обозначены светлым полем; при напряжениях сжатия – темным полем.

В случае преимущественно растягивающих ($-1 < R < 0$), симметричном ($R=-1$) и преимущественно сжимающих ($-1 > R > -\infty$) циклов нагружения (рис. 2.40, *б-г*) вышеуказанные напряжения сжатия, возникающие в пределах монотонной пластической зоны (на рис. 3.40 отмечены пунктирными линиями), будут складываться со сжимающими напряжениями, возникающими от части цикла, лежащей в сжимающей области. Эти суммарные напряжения сжатия (отмечены также пунктирными линиями), будут формировать циклическую пластическую зону.

Из рассмотренных схем (рис. 3.39, 3.40) следует, что в общем случае размеры монотонной пластической зоны должны быть больше, чем размеры циклической зоны. Однако отношение радиуса монотонной пластической зоны к радиусу циклической зоны зависит не только от коэффициента асимметрии цикла нагружения R , но и от коэффициентов интенсивности напряжения ΔK и K_{max} . С уменьшением ΔK и K_{max} данное отношение будет уменьшаться. Следовательно, при определенных значениях коэффициентов интенсивности напряжения радиус циклической пластической зоны может быть равен радиусу монотонной зоны. Расчет отношения глубины монотонной пластической зоны к глубине циклической зоны (h_y/h_{yh}), проведенный в работе [6, 20] для сплава Д16 показал, что при полностью растягивающих и отнулевом циклах нагружения такой вариант маловероятен, так как расчетные значения коэффициента K_{max} , удовлетворяющие условию $h_y/h_{yh}=1$, соизмеримы или даже меньше порогового значения K_{th} . Однако для преимущественно растягивающих, симметричного и преимущественно сжимающих циклов нагружения, в зависимости от величин ΔK и K_{max} , возможен, по-видимому, не только случай равенства глубины циклической и

монотонной пластических зон (для симметричного цикла нагружения показан на рис. 3.40, *в*), но и случае, когда глубина циклической пластической зоны становится больше глубины монотонной зоны.

В тех же работах [6, 20] показано, что при симметричном цикле нагружения ($R=-1$) соотношение глубины циклической и монотонной пластических зон будет зависеть от локального напряженного состояния материала у вершины трещины, которое, в свою очередь, зависит от коэффициентов интенсивности напряжения K_{max} и ΔK . В условиях плоской деформации (ПД) глубина циклической пластической зоны больше глубины монотонной зоны; на границе плоской деформации и переходной области от ПД к ПН – глубина циклической зоны равна глубине монотонной зоне, а в переходной области от ПД к ПН и при плоском напряженном состоянии (ПН) – глубина циклической зоны меньше глубины монотонной зоны.

Анализируя распределение напряжений у вершины усталостной трещины в случаях отнулевого сжимающего ($R=-\infty$) и полностью сжимающих циклов нагружения ($1 < R$) (рис. 3.40, *д*, *е*), можно предположить, что размеры пластической зоны, вызванной напряжениями сжатия (данную зону можно назвать монотонной зоной сжатия) всегда превышают размеры зоны, вызванной напряжениями растяжения (циклической зоны).

Рассматривая влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения R на формирование пластических зон у вершины усталостной трещины, следует иметь в виду, что все вышерассмотренные схемы (см. рис. 3.39, *а*, рис. 3.40) отражают лишь качественную картину распределения напряжений, не учитывающую уровень напряжений (величины K_{max} и ΔK), локальное напряженное состояние материала у вершины трещины, проявление эффекта Баушингера и некоторые другие факторы. Однако, исходя из рассмотренных схем, можно представить [6, 20] обобщенные схемы образования пластических зон у вершины усталостной трещины в зависимости от коэффициента асимметрии цикла нагружения R (рис. 3.41, 3.42).

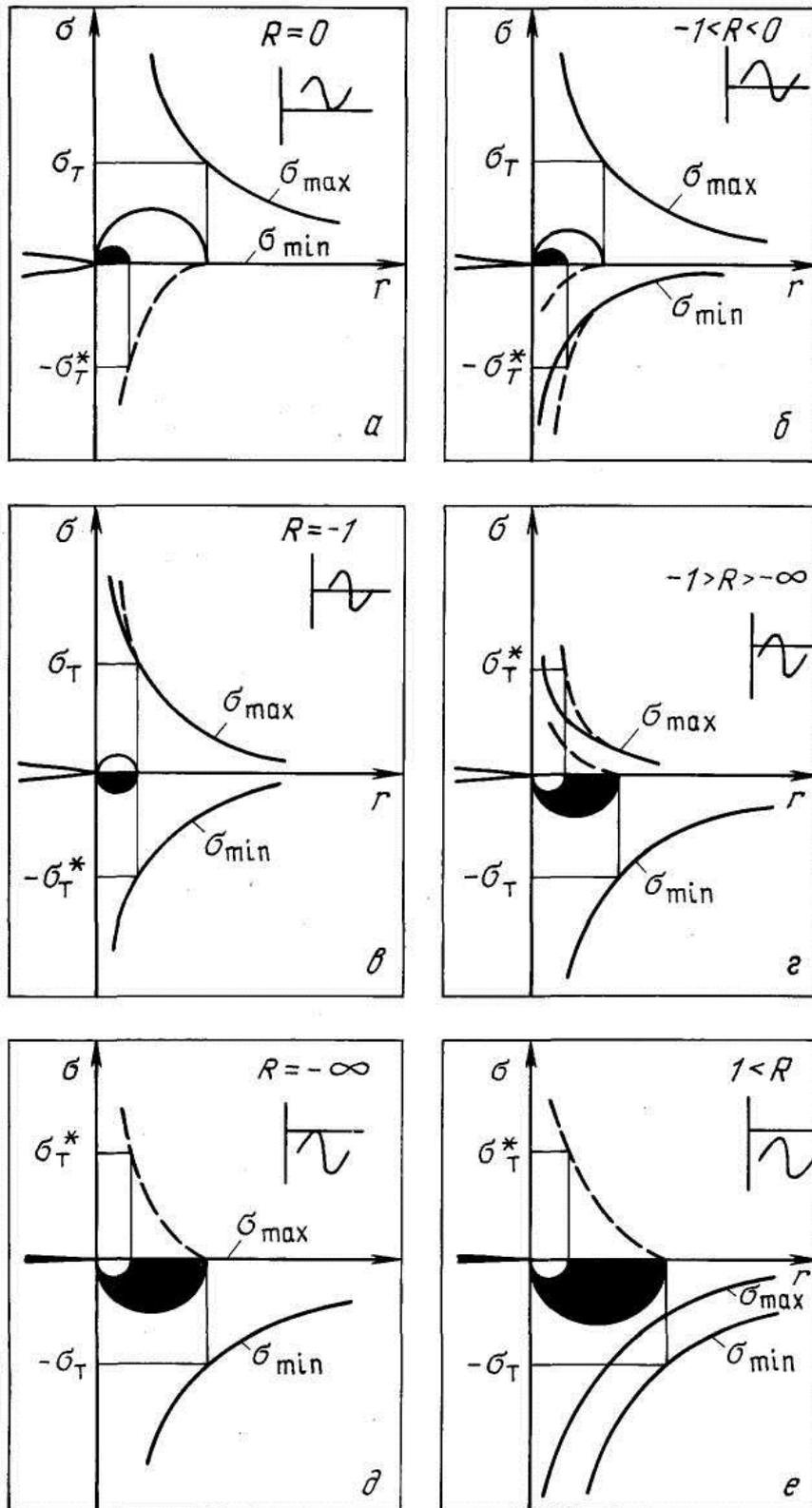


Рис. 3.40. Схемы образования пластических зон у вершины усталостной трещины:

a – при отнулевом; *б* – преимущественно растягивающих; *в* – симметричном; *г* – преимущественно сжимающих; *д* – отнулевом сжимающем; *е* – полностью сжимающих циклах нагружения [6, 20]; σ_T^* – предел текучести при сжатии деформационно упрочненного материала

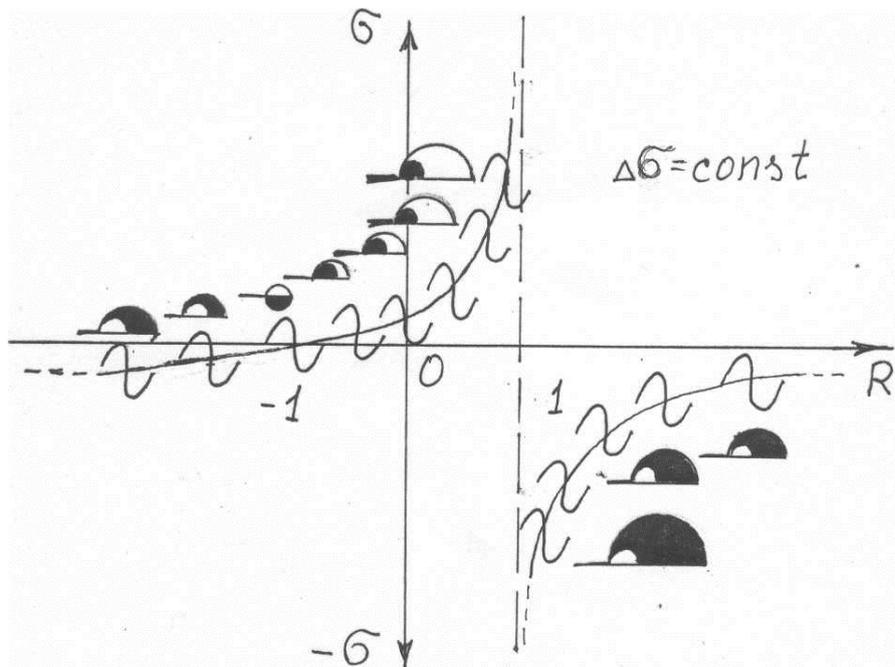


Рис. 3.41. Обобщенная схема образования пластических зон у вершины усталостной трещины в зависимости от R для случая $\Delta P = \text{const}$

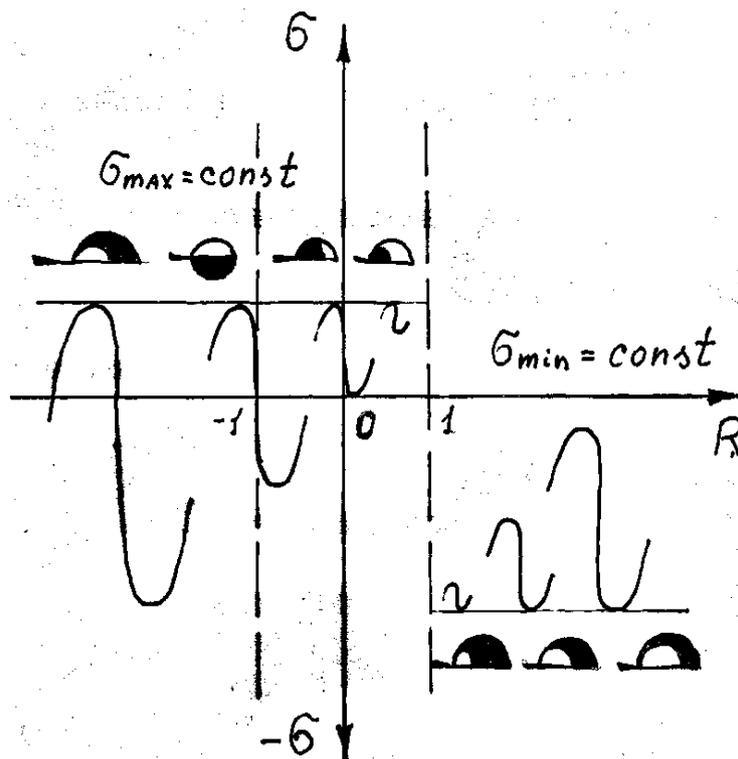


Рис. 3.42. Обобщенная схема образования пластических зон у вершины усталостной трещины в зависимости от R для случая $P_{\text{max}} = \text{const}$ или $P_{\text{min}} = \text{const}$

Как и в предыдущих схемах, пластические зоны, вызванные растягивающими напряжениями, указаны светлым полем, а зоны, вызванные напряжениями сжатия – темным полем.

3.4.8. Связь глубины пластических зон с коэффициентами интенсивности напряжения. Локальное напряженное состояние материала у вершины трещины при циклическом нагружении.

Как уже отмечалось выше, по своей природе монотонная пластическая зона при усталостном разрушении близка к слабдеформированной макроне при статическом разрушении. Поэтому для оценки локального напряженного состояния материала при циклическом нагружении воспользуемся ранее обоснованным для случая однократных видов нагружения критерием h_{\max}/t (рис. 3.43) [6, 20].

Из приведенного рисунка видно, что зависимости отношения h_{\max}/t от K_{\max} и ΔK при циклическом нагружении материалов как с ОЦК, так и ГЦК решеткой имеют вид практически параллельных прямых линий. Причем в подавляющем большинстве случаев усталостное разрушение наблюдается в переходной области от ПД к ПН ($10^{-2} < h_{\max}/t < 10^{-1}$) или в области плоского напряженного состояния ($h_{\max}/t > 10^{-1}$). Поскольку с увеличением длины усталостной трещины (величины K_{\max} и ΔK) глубина пластических зон под поверхностью изломов возрастает, это приводит к изменению локального напряженного состояния у вершины трещины в сторону плоского напряженного состояния (рис. 3.43). Причем локальное напряженное состояние при усталостном разрушении не связано со схемой нагружения [6, 20, 33, 34].

Сравним критерий h_{\max}/t с известным из механики разрушения критерием реализации условий плоской деформации $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$ [6, 18, 23]. Для этого в известном критерии механики разрушения вместо коэффициента интенсивности напряжения у вершины трещины K_{1C} (K_C) укажем коэффициент K_{\max} . Тогда данный критерий локального напряженного состояния будет иметь вид: $t/(K_{\max}/\sigma_{0,2})^2$. На рис. 3.44 показана связь отношений h_{\max}/t и $t/(K_{\max}/\sigma_{0,2})^2$ для циклического нагружения материалов с ОЦК и ГЦК решеткой. Видно, что вышеуказанная связь описывается единой кривой независимо от класса материалов и коэффициента асимметрии цикла нагружения R . Это позволяет предложить критерий реализации условий плоской деформации (ПД) при циклическом нагружении в виде $t/(K_{\max}/\sigma_{0,2})^2 \geq 3,0$.

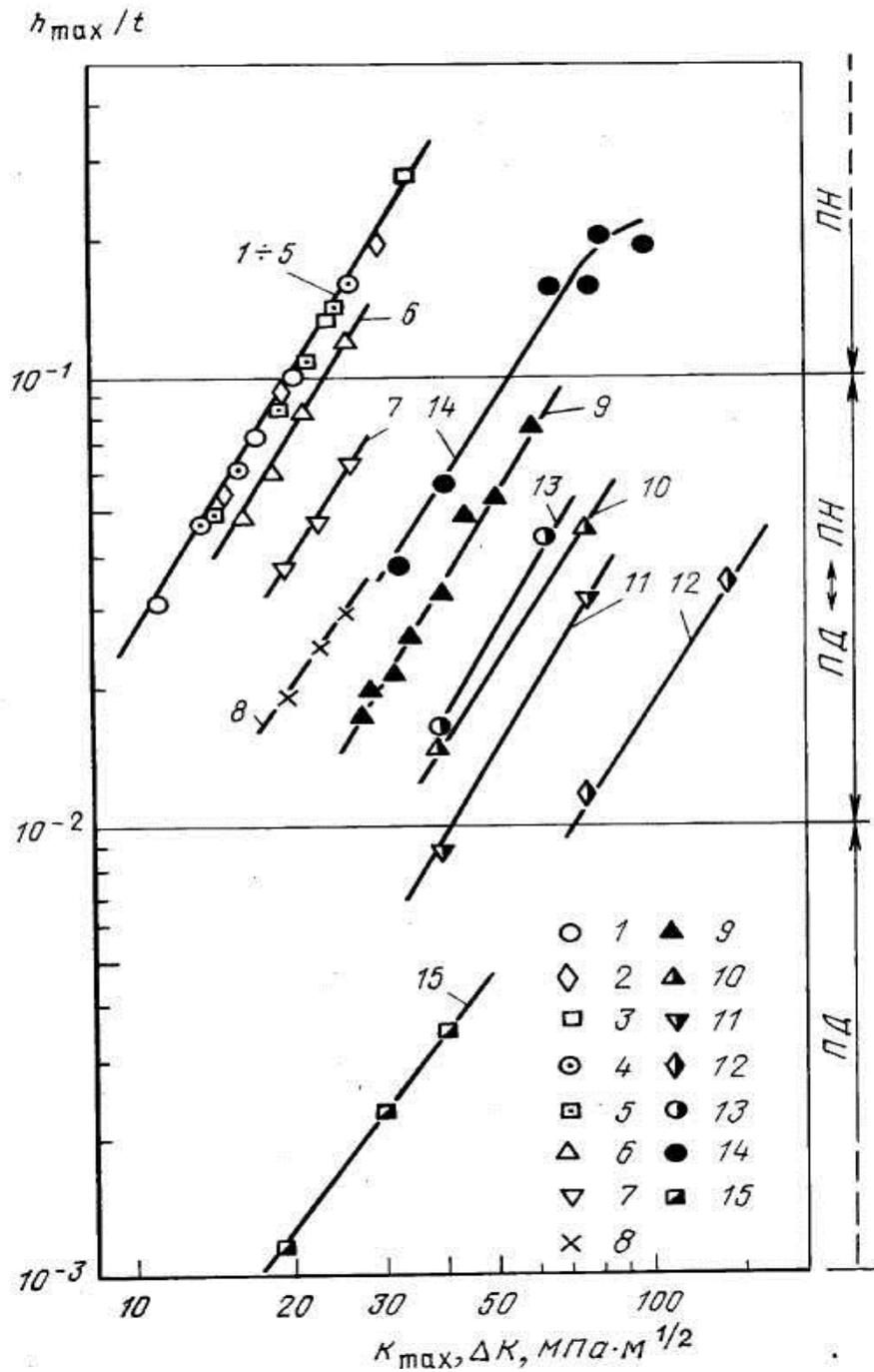


Рис. 3.43. Связь критерия h_{\max}/t с K_{\max} (1 – 14) и ΔK (15) при циклическом нагружении:

- 1 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,1$; $\Delta P=\text{const}$); 2 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,3$; $\Delta P=\text{const}$);
 3 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,5$; $\Delta P^\circ=\text{const}$); 4 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,1$; $P_{\max}=\text{const}$);
 5 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,5$; $P_{\max}=\text{const}$); 6 – Д16 ($t=1,5\cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$);
 7 – Д16 ($t=3\cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$); 8 – Д16 ($t=5\cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$); 9 – Сталь 20 ($t=2\cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$);
 10 – 07X13H4AГ20 ($t=2\cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$; $T=20^\circ\text{C}$);
 11 – 07X13H4AГ20 ($t=2\cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$; $T=-80^\circ\text{C}$);
 12 – 07X13H4AГ20 ($t=2\cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$; $T=-196^\circ\text{C}$);
 13 – 03X13AГ19 ($t=2\cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$; $T=20^\circ\text{C}$);
 14 – Сталь 45 ($t=1,2\cdot 10^{-2}$ м; $R=0$; $T=20^\circ\text{C}$);
 15 – 07X13H4AГ20 ($t=1,7\cdot 10^{-2}$ м; $R=-1$; $T=-196^\circ\text{C}$)

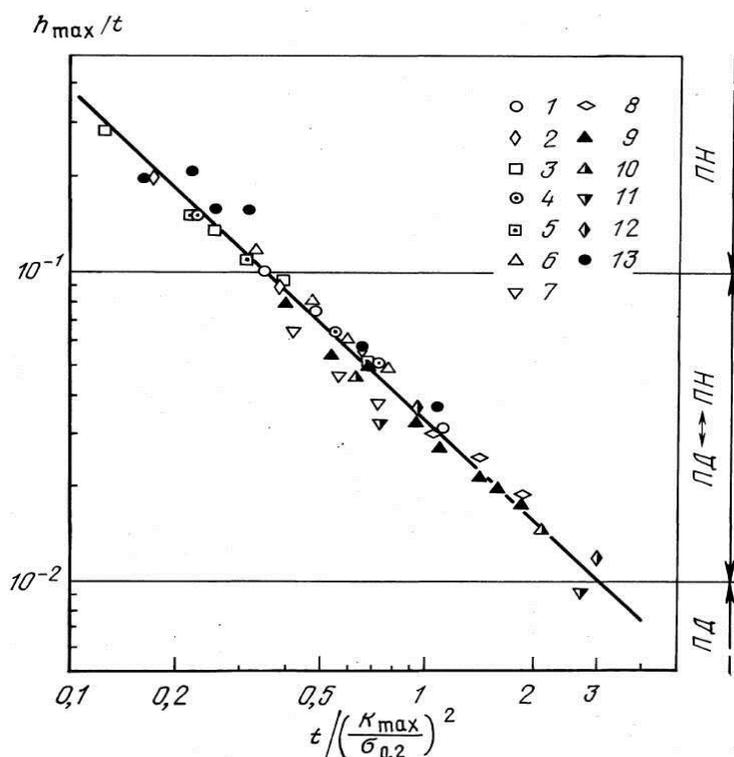


Рис. 3.44. Связь h_{\max}/t с $t/(K_{\max}/\sigma_{0,2})^2$ при циклическом нагружении:

- 1 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,1$; $\Delta P=\text{const}$); 2 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,3$; $\Delta P=\text{const}$);
- 3 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,5$; $\Delta P=\text{const}$); 4 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,1$; $P_{\max}=\text{const}$);
- 5 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,5$; $P_{\max}=\text{const}$);
- 6 – Д16 ($t=1,5 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$); 7 – Д16 ($t=3 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$);
- 8 – Д16 ($t=5 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$); 9 – сталь 20 ($t=2 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$);
- 10 – 07X13H4AГ20 ($t=2 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$; $T=20$ °С);
- 11 – 07X13H4AГ20 ($t=2 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$; $T=-80$ °С);
- 12 – 07X13H4AГ20 ($t=2 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$; $T=-196$ °С);
- 13 – Сталь 45 ($t=1,2 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0$; $T=20$ °С)

Как видно, он очень близок к известному критерию механики разрушения $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$. Из приведенного рисунка следует также, что критерием реализации условия плоского напряженного состояния (ПН) при циклическом нагружении является соотношение $t/(K_{\max}/\sigma_{0,2})^2 \geq 0,35$.

Сравним для циклического нагружения критерий h_{\max}/t и отношение β/β_0 , предложенное выше как критерий локального напряженного состояния для случая однократных видов нагружения [6, 20] (рис. 3.45).

Видно, что данные зависимости отличаются от аналогичных зависимостей для однократных видов нагружения (на графике отмечено пунктирной линией) в области плоского напряженного состояния и в переходной области от ПД к ПН. Как уже было

отмечено, при циклическом нагружении ширина дифракционной линии, полученная с поверхности излома в пределах зоны l_s , остается практически постоянной, а при переходе в зону ускоренного развития трещины – возрастает. Поэтому зависимости, связывающие отношения h_{\max}/t и β/β_0 при съемке поверхности усталостных изломов различных материалов в пределах зоны стабильного роста трещины l_s (β_s/β_0), выглядят в виде прямых линий, параллельных оси ординат.

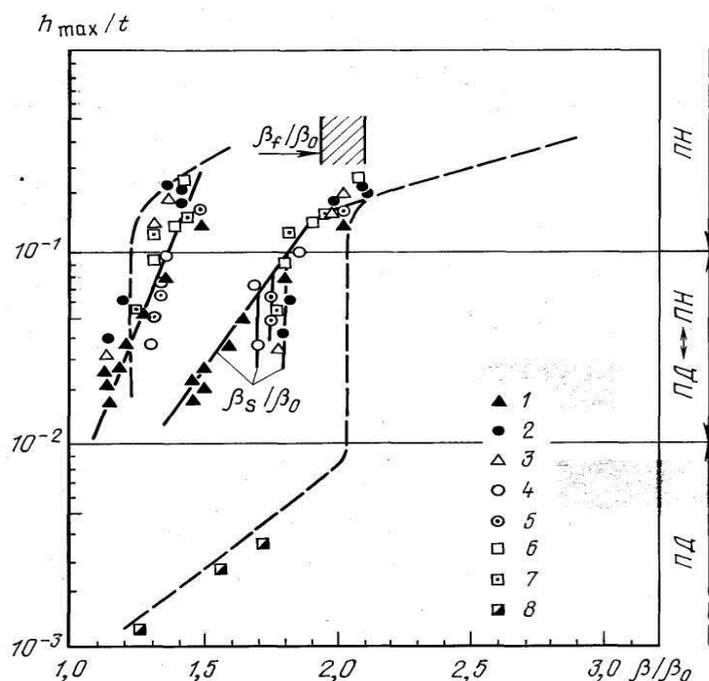


Рис. 3.45. Взаимосвязь отношений h_{\max}/t и β/β_0 при съемке усталостных изломов с поверхности (правый график) и в монотонной зоне (левый график).

Пунктирными линиями отмечено положение аналогичных графиков для однократных видов нагружения. β_s и β_f – ширина линии, полученная при длине трещины l_s и l_f . β_0 – ширина линии эталона:

- 1 – сталь 20 ($R=0,5$); 2 – сталь 45 ($R=0$; $\sigma_n=285$ МПа); 3 – сталь 45 ($R=0$; $\sigma_n=410$ МПа);
- 4 – Д16 ($R=0,1$; $\Delta P = \text{const}$); 5 – Д16 ($R=0,1$; $P_{\max} = \text{const}$);
- 6 – Д16 ($R=0,5$; $\Delta P = \text{const}$); 7 – Д16 ($R=0,5$; $P = \text{const}$); 8 – 07X13H4AG20 ($R = -1$)

В пределах зоны ускоренного развития трещины они представляют собой единую наклонную линию, а на границе зон ускоренного развития и долома (β_f/β_0) эта линия совпадает с кривой, полученной для случая однократных видов нагружения. Совпадение кривых наблюдается и в области плоской деформации (рис. 3.45). Поскольку в данном случае не удалось обнаружить единую зависимость, связывающую отношение h_{\max}/t с β/β_0 , следует констатировать, что использование отношения β/β_0 как критерия

локального напряженного состояния материала у вершины трещины при циклическом нагружении не представляется возможным.

Зависимость, связывающая отношения h_{\max}/t с β/β_0 при съемке монотонной пластической зоны при растягивающих и отнулевом циклах нагружения, представляет собой прямую линию, наклонную к оси абсцисс (см. рис. 3.45) и мало чем отличающуюся от аналогичной кривой для слабдеформированной макрзоны при однократных видах нагружения.

Таким образом, на основании проведенного анализа можно сделать вывод, что отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью излома к толщине образца или детали, т.е. h_{\max}/t может служить единым критерием оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины при различных видах нагружения: статическом, ударном, высокоскоростном импульсном и циклическом нагружениях. Во всех случаях при $h_{\max}/t < 10^{-2}$ реализуется плоская деформация (ПД), при $h_{\max}/t > 10^{-1}$ - плоское напряженное состояние (ПН), а при $10^{-2} < h_{\max}/t < 10^{-1}$ - переходное состояние от ПД к ПН. Использование же отношения β/β_0 как критерия локального напряженного состояния материала у вершины трещины при циклическом и ударно-циклическом нагружениях не представляется возможным.

Как уже отмечалось, размер монотонной пластической зоны лучше коррелирует с K_{\max}^2 , а размер циклической зоны - с ΔK . Из рис. 3.46 видно, что связь глубины монотонной пластической зоны h_y под поверхностью усталостных изломов с величиной $(K_{\max}/\sigma_{0,2})^2$ не зависит ни от класса материалов, ни от схемы нагружения, ни от коэффициента асимметрии цикла нагружения R и описывается единой кривой, которая хорошо аппроксимируется уравнением [6, 20]:

$$h_y = 0,0354(K_{\max}/\sigma_{0,2})^2. \quad (3.9)$$

Аналогичным образом связь глубины циклической пластической зоны h_{yh} с величиной $(\Delta K/\sigma_{0,2})$ описывается единой кривой (рис. 3.47) и аппроксимируется уравнением [6, 20]:

$$h_{yh} = 0,0012(\Delta K/\sigma_{0,2}). \quad (3.10)$$

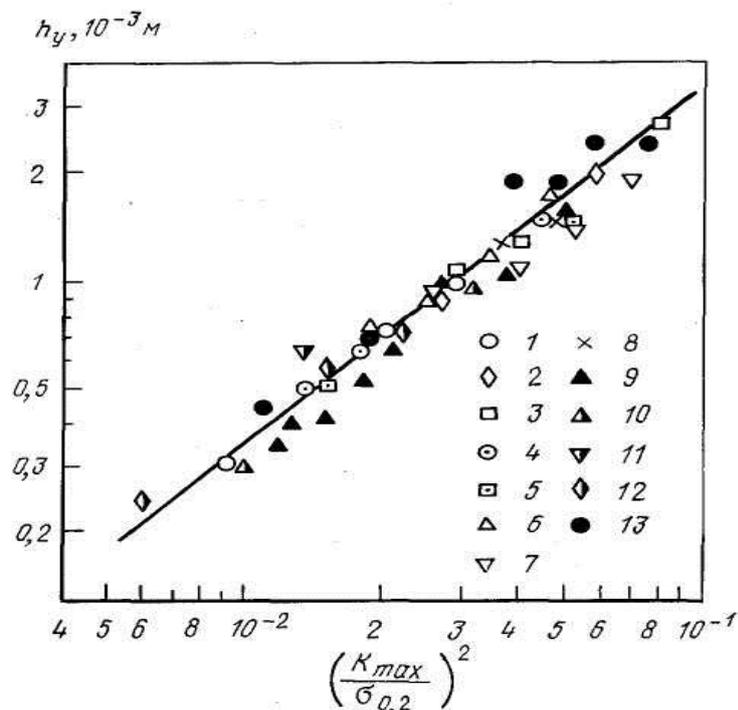


Рис. 3.46. Зависимость глубины монотонной пластической зоны h_y под поверхностью усталостных изломов от $(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$:

1 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,1$; $\Delta P=\text{const}$); 2 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,3$; $\Delta P=\text{const}$);
 3 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,5$; $\Delta P=\text{const}$); 4 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,1$; $P_{max}=\text{const}$);
 5 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,5$; $P_{max}=\text{const}$); 6 – Д16 ($t=1,5 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$);
 7 – Д16 ($t=3 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$); 8 – Д16 ($t=5 \cdot 10^{-2}$ м; $R=0,5$); 9 – сталь 20 ($T=20$ °С; $R=0,5$);
 10 – 07X13H4AГ20 ($T=20$ °С; $R=0,5$); 11 – 07X13H4AГ20 ($T=-80$ °С; $R=0,5$);
 12 – 07X13H4AГ20 ($T=-196$ °С; $R=0,5$); 13 – сталь 45 ($T=20$ °С; $R=0$)

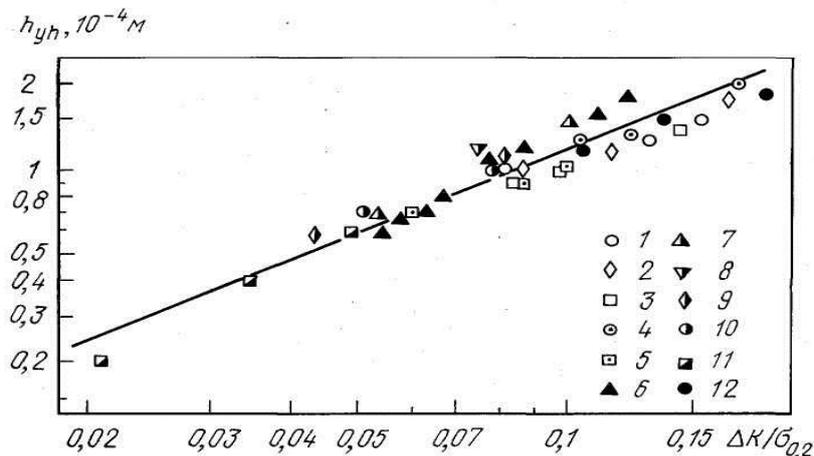


Рис. 3.47. Зависимость глубины циклической пластической зоны h_{yh} под поверхностью усталостных изломов от $(\Delta K/\sigma_{0,2})$:

1 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,1$; $\Delta P=\text{const}$); 2 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,3$; $\Delta P=\text{const}$);
 3 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,5$; $\Delta P=\text{const}$); 4 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,1$; $P_{max}=\text{const}$);
 5 – Д16 ($t=10^{-2}$ м; $R=0,5$; $P_{max}=\text{const}$); 6 – сталь 20 ($T=20$ °С; $R=0,5$);
 7 – 07X13H4AГ20 ($T=20$ °С; $R=0,5$); 8 – 07X13H4AГ20 ($T=-80$ °С; $R=0,5$);
 9 – 07X13H4AГ20 ($T=-196$ °С; $R=0,5$); 10 – 03X13AГ19 ($T=20$ °С; $R=0,5$);
 11 – 07X13H4AГ20 ($T=-196$ °С; $R=-1$)

3.4.9. Влияние коэффициента асимметрии цикла и схемы нагружения на усталостную прочность и кинетику развития пластических зон. Коэффициент асимметрии цикла нагружения R ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) является фактором, оказывающим существенное влияние на усталостную прочность материала, скорость распространения усталостной трещины и пороговые значения коэффициентов интенсивности напряжения [6, 31–34, 37]. Влияние коэффициента R на общую долговечность образцов хорошо иллюстрирует обобщенная схема (рис. 3.48), полученная на основе исследования образцов из сплава АК6 и стали 110Г13Л [6, 33].

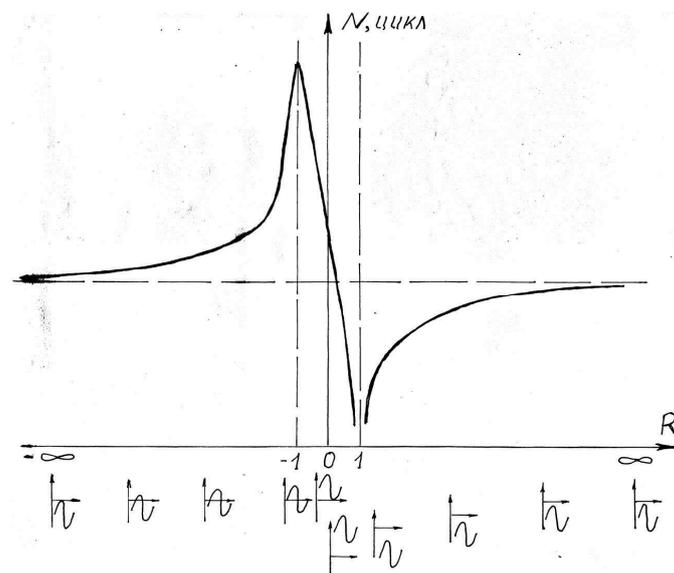


Рис. 3.48. Обобщенная схема влияния на долговечность образцов N коэффициента асимметрии цикла нагружения R для случая постоянного значения размаха напряжений (или деформаций) цикла ($\Delta\sigma = \text{const}$). Образцы испытывали при жесткой схеме нагружения

Из приведенной схемы видно, что при увеличении коэффициента R от $-\infty$ до -1 общая долговечность образцов увеличивается. Причем наиболее интенсивное увеличение долговечности образцов наблюдается в области значения R от -3 до -1 . В интервале значений R от -1 до $0,5$ наблюдается резкое снижение долговечности образцов. В области значений R от 1 до ∞ долговечность образцов вновь увеличивается (см. рис. 3.48).

Обращает на себя внимание тот факт, что максимальная долговечность образцов имеет место при $R = -1$, что соответствует схеме нагружения, при которой максимальное и минимальное

напряжение цикла в образцах имеют минимальные отклонения от нулевого значения. Минимальная долговечность образцов имеет место при $R \rightarrow 1$, когда в образцах максимальное напряжение цикла при полностью растягивающих или при полностью сжимающих циклах нагружения достигает максимального отклонения от нулевого значения. Следовательно, увеличение сжимающих напряжений оказывает на долговечность образцов такое же влияние, как и увеличение растягивающих напряжений, т.е. снижает общую долговечность образцов.

В работах [6, 33] показано также, что при жесткой схеме нагружения характер изменения длины зон стабильного (l_s) и усталостного (l_f) развития трещины на поверхности усталостных изломов образцов из сплава АК6 и стали 110Г13Л в зависимости от коэффициента R аналогичен характеру изменения общей долговечности образцов N . Поскольку общая долговечность образцов до разрушения N включает в себя: количество циклов нагружения до образования усталостной трещины и количество циклов нагружения, затраченное на распространение трещины, то можно предположить, что коэффициент асимметрии цикла нагружения R , в данном случае, оказал существенное влияние на стадию распространения усталостной трещины. Однако это не значит, что коэффициента R не оказывает влияния и на стадию зарождения усталостной трещины. При изменении коэффициента асимметрии цикла нагружения R образцов из сплава АК6 от -19 до $0,5$, то есть при увеличении максимальных растягивающих напряжений у вершины трещины, в микрорельефе зон стабильного роста трещины l_s и ускоренного развития трещины l_r начинает преобладать вязкая составляющая. Микрорельеф зоны долома практически не зависит от асимметрии цикла нагружения образцов.

Аналогичные результаты получены и в работе [38] при изучении влияния коэффициента асимметрии цикла нагружения R на механизм усталостного разрушения высокопрочного литейного алюминиевого сплава ВАЛ15. Анализируя микрорельеф усталостных изломов, полученных при различных значениях коэффициентов интенсивности напряжения ΔK и K_{\max} , сделан вывод [38], что данный микрорельеф в большей степени связан с максимальным значением коэффициента интенсивности напряжения K_{\max} , чем с его размахом ΔK . С увеличением коэффициента K_{\max} на поверхности усталостных

изломах начинает доминировать вязкая составляющая, а при увеличении ΔK вышеуказанная закономерность не наблюдается.

Рассмотрим влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения R на скорость распространения усталостной трещины и строение усталостных изломов на примере образцов из сплава Д16, испытанных по двум схемам нагружения ($\Delta P = \text{const}$ и $P_{\text{max}} = \text{const}$) при наиболее часто встречающихся растягивающих циклах нагружения (рис. 3.49). Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения [34, 37] показал (рис. 3.49), что, независимо от схемы нагружения, увеличение коэффициента R приводит к уменьшению скорости распространения трещины при одном и том же значении K_{max} и к ее увеличению при одном и том же значении ΔK . При этом коэффициент n в уравнении Пэриса возрастает (табл. 3.1), что свидетельствует о повышенной чувствительности сплава Д16 к кратковременным перегрузкам при высоких значениях R .

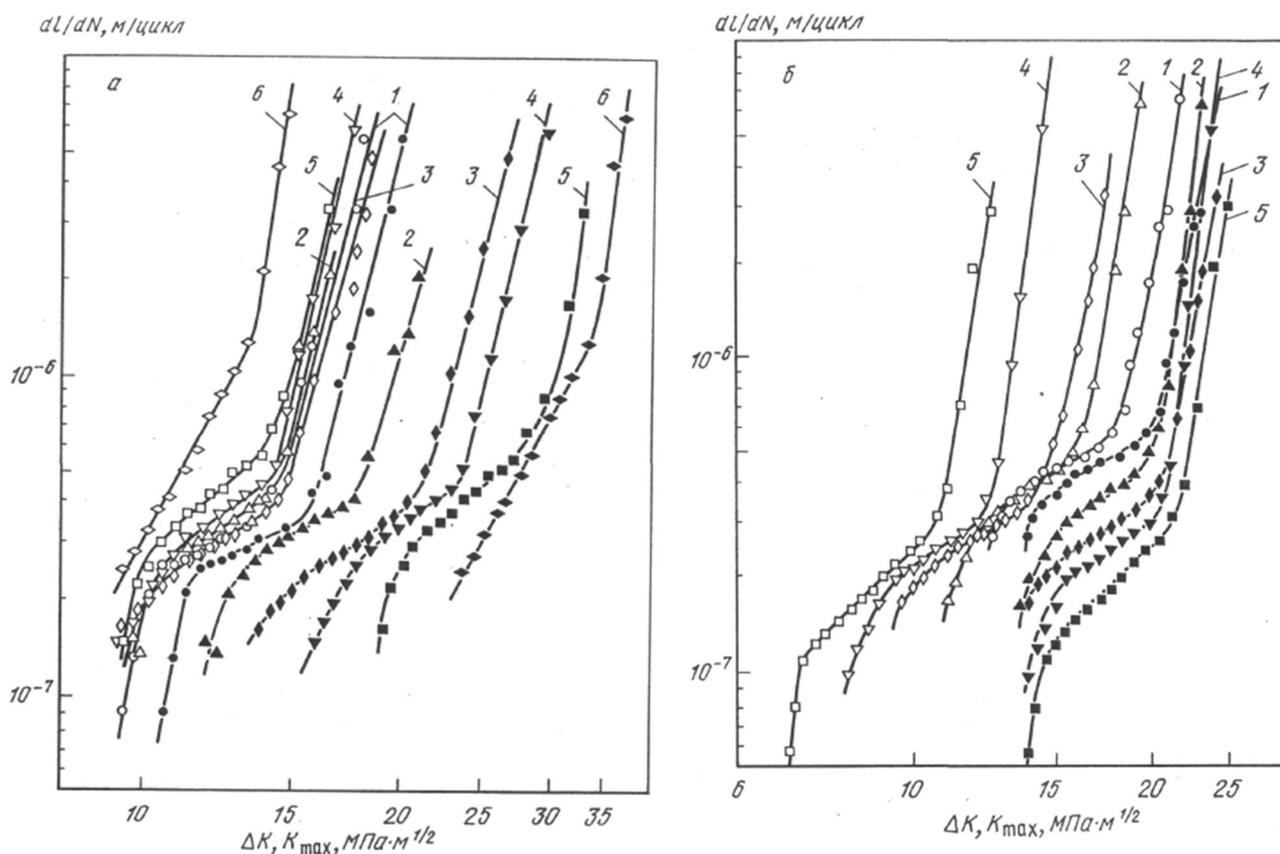


Рис. 3.49. Кинетические диаграммы усталостного разрушения образцов из сплава Д16, полученные при схемах нагружения:

$a - \Delta P = \text{const}$; $b - P_{\text{max}} = \text{const}$ при R :

1 - 0,1; 2 - 0,2; 3 - 0,3; 4 - 0,4; 5 - 0,5; 6 - 0,6.

$dl/dN - \Delta K$ (светлые точки); $dN/dl - K_{\text{max}}$ (темные точки)

Значения коэффициента n в уравнении Пэриса, описывающем прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения сплава Д16 (см. рис. 3.49)

Схемы нагружения	Коэффициент n при различных значениях R					
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6
$\Delta P = \text{const}$	1,3	1,6	1,7	1,9	2,4	4,9
$P_{\max} = \text{const}$	1,3	1,6	1,7	1,9	2,5	-

Изменение длины зон l_s и l_f (рис. 3.50, а) на поверхности изломов образцов из сплава Д16 от коэффициента асимметрии цикла нагружения R зависит, как видно из рис. 3.50, б, от схемы нагружения образцов. Увеличение коэффициента R приводит к уменьшению длины зоны l_s при $\Delta P = \text{const}$ и к ее возрастанию при $P_{\max} = \text{const}$. Длина трещины l_f с увеличением R при $P_{\max} = \text{const}$ остается постоянной, а при $\Delta P = \text{const}$ – уменьшается (рис. 3.50, б). По-видимому, длина трещины l_f связана с максимальным значением напряжения цикла и уменьшается при его увеличении (при $\Delta P = \text{const}$).

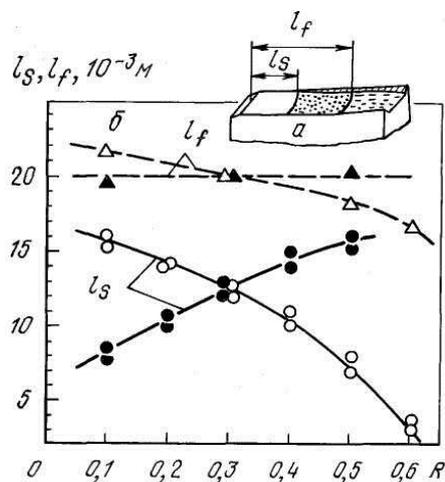


Рис. 3.50. Схема усталостных изломов сплава Д16 и зависимости критических длин трещин l_s , l_f от R при схемах нагружения $\Delta P = \text{const}$ (светлые точки) и $P_{\max} = \text{const}$ (темные точки)

На рис. 3.51 представлены кинетические диаграммы усталостного разрушения образцов различной толщины из сплава Д16. Видно, что с увеличением толщины образцов, а, следовательно, с повышением жесткости локального напряженного состояния материала у вершины трещины при неизменном значении коэффициента асимметрии цикла нагружения R , скорость

распространения усталостной трещины возрастает. При этом угол наклона прямолинейного участка кинетической диаграммы усталостного разрушения, а, следовательно, коэффициента n в уравнении Пэриса, не изменяются.

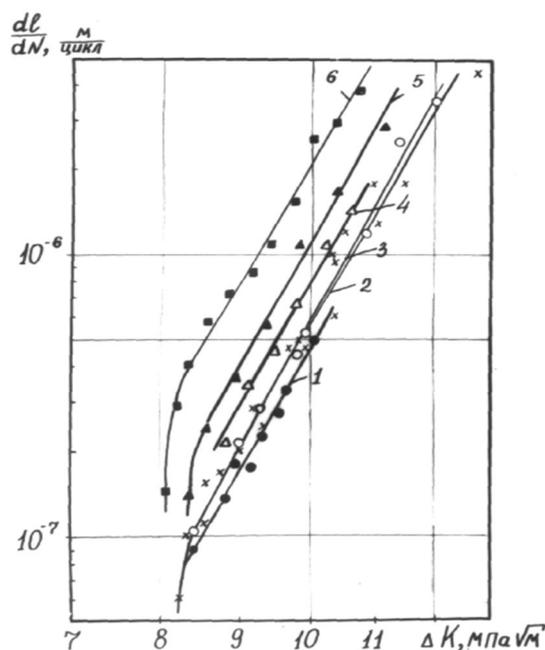


Рис. 3.51. Кинетические диаграммы усталостного разрушения, полученные при испытании образцов из сплава Д16 толщиной:

1 – $t = 10^{-2}$ м; 2 – $1,5 \cdot 10^{-2}$ м; 3 – $2 \cdot 10^{-2}$ м;
4 – $3 \cdot 10^{-2}$ м; 5 – $4 \cdot 10^{-2}$ м; 6 – $5 \cdot 10^{-2}$ м

Таким образом, результаты испытания образцов из алюминиевых сплавов АК6, Д16 и аустанитной стали 110Г13Л показали:

1. Максимальная долговечность образцов имеет место при коэффициенте асимметрии цикла нагружения $R = -1$, когда максимальное и минимальное напряжения цикла в образцах имеют минимальные отклонения от нулевого значения.

2. Минимальная долговечность образцов имеет место при $R \rightarrow 1$, когда напряжение цикла в образцах достигает максимального отклонения от нулевого значения.

3. Увеличение сжимающих напряжений оказывает на долговечность образцов такое же влияние, как и увеличение растягивающих напряжений, т.е. снижает общую долговечность образцов.

4. Влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения R на скорость распространения трещины, а также на макро- и

микрофрактографические особенности строения усталостных изломов сплава Д16 зависит от схемы нагружения образцов. Не зависит от схемы нагружения только показатель степени n в уравнении Пэриса.

5. Увеличение толщины образцов приводит к увеличению скорости распространения усталостной трещины, однако угол наклона прямолинейного участка кинетической диаграммы усталостного разрушения при этом не изменяется.

Рассмотрим на примере алюминиевого сплава Д16 структурные изменения материала на поверхности усталостных изломов, полученных при различном значении коэффициента асимметрии цикла нагружения R . О степени искаженности кристаллической структуры материала будем судить по ширине дифракционной линии.

На рис. 3.51 видно, что при всех значениях коэффициента асимметрии цикла R и схемах нагружения ширина дифракционной линии (311) $K_{\alpha 1}$, полученная при съемке поверхности изломов, практически не изменяется в пределах зоны стабильного роста трещины l_s , а при переходе в зону ускоренного развития – возрастает. Причем степень искаженности кристаллической структуры материала, оцененная по ширине дифракционной линии, в пределах зоны l_s зависит в общем случае от схемы нагружения образцов и коэффициента асимметрии цикла нагружения R . Видно (рис. 3.51), что при испытании образцов из сплава Д16 по схеме $P_{\max} = \text{const}$ ширина дифракционной линии, полученной с поверхности изломов в пределах зоны l_s , не зависит от коэффициента асимметрии цикла нагружения R , а при $\Delta P = \text{const}$ – тем больше, чем, выше R . Следовательно, можно сделать вывод, что степень искаженности кристаллической структуры материала в пределах зоны l_s остается постоянной и зависит от максимальных растягивающих напряжений, а не от их размаха.

Такая же закономерность наблюдается при рентгенографировании поверхности усталостных изломов стали 20, аустенитных сталей 03Х13АГ19 и 07Х13Н4АГ20, а также ударно-циклических изломов стали 45 [39–41].

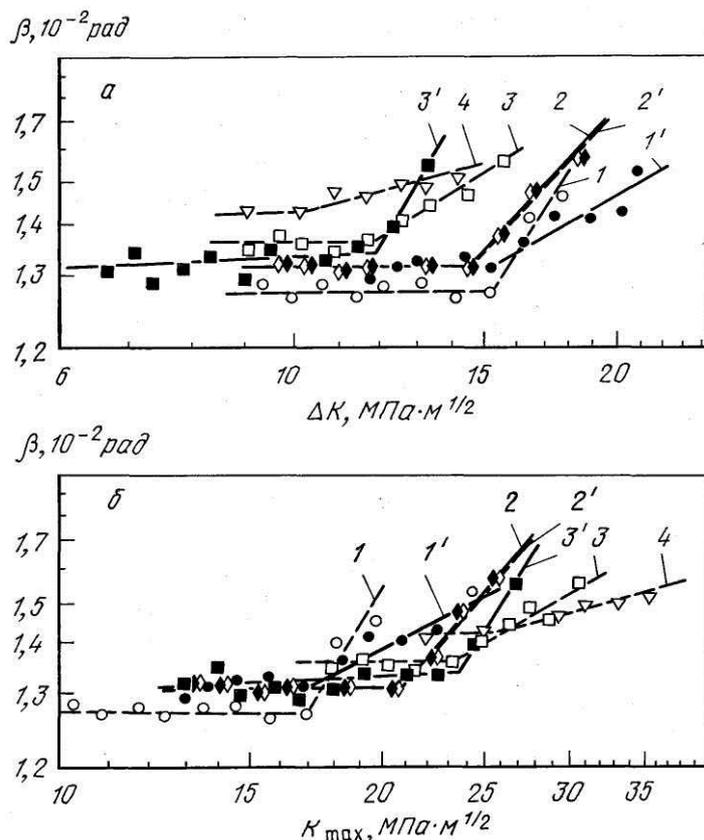


Рис. 3.51. Зависимость ширины дифракционной линии (311) $K_{\alpha 1}$ от:
 а – ΔK ; б – K_{\max} при рентгенографировании поверхности усталостных изломов образцов из сплава Д16, полученных при схемах нагружения $\Delta P = \text{const}$ (светлые точки) и $P_{\max} = \text{const}$ (темные точки) при:
 1, 1' – $R=0,1$; 2, 2' – $0,3$; 3, 3' – $0,5$; 4 – $0,6$

Постоянство ширины дифракционной линии, полученной с поверхности усталостных изломов, в пределах зоны l_s отражает тот факт, что разрушение материалов в пределах данной зоны происходит по чисто усталостному механизму с одинаковой искаженностью кристаллической структуры материала на поверхности изломов независимо от ΔK и K_{\max} . При переходе в зону ускоренного развития, помимо усталостного, включается механизм вязкого статического разрушения, что приводит к увеличению искаженности кристаллической структуры материала.

Рассмотрим изменение глубины циклической h_{yh} и монотонной h_y пластических зон от ΔK и K_{\max} при различном значении коэффициента асимметрии цикла нагружения R на примере алюминиевого сплава Д16 (рис. 3.52).

Из приведенного рисунка видно, что в двойных логарифмических координатах вышеуказанные зависимости имеют вид прямых линий. Причем, для сплава Д16 связь глубины

циклической пластической зоны h_{yh} с ΔK , независимо от схемы нагружения и коэффициента асимметрии цикла нагружения, описываются единой кривой (рис. 3.52, а), которая аппроксимируется уравнением:

$$h_{yh} = 9,5 \cdot 10^{-6} \Delta K. \quad (3.11)$$

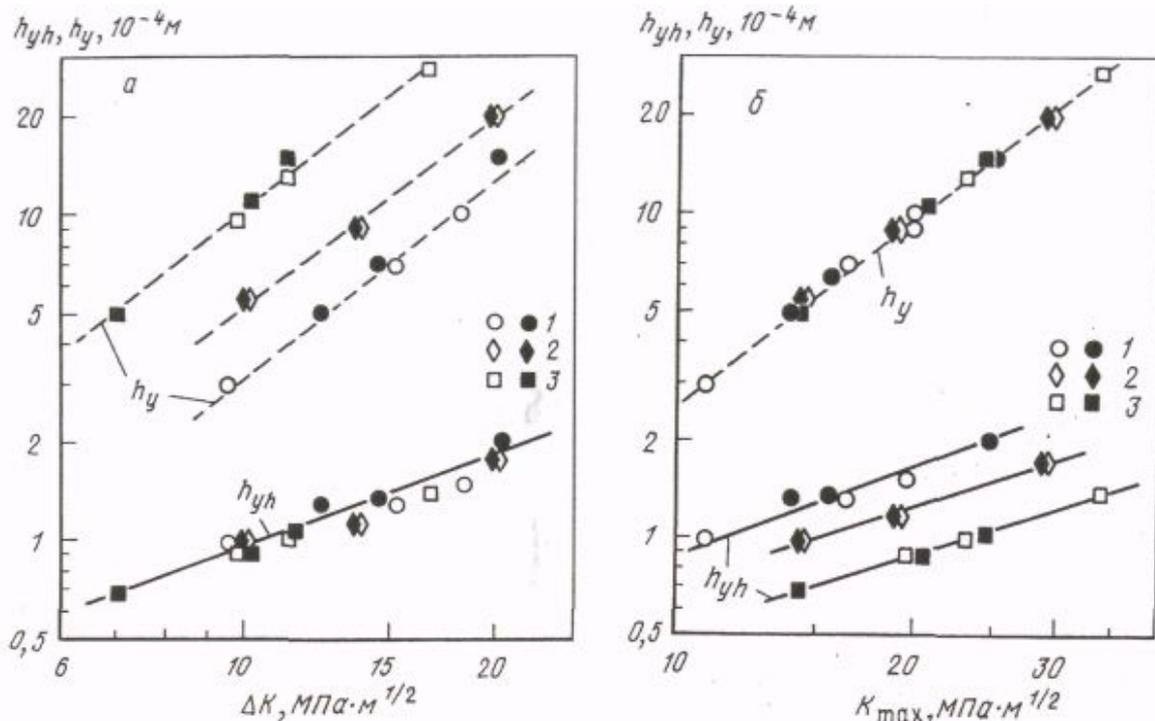


Рис. 3.52. Зависимости глубины циклической h_{yh} и монотонной h_y пластических зон сплава Д16 от:
а – ΔK , б – K_{\max} .

Схемы нагружения $\Delta P = \text{const}$ (светлые точки); $P_{\max} = \text{const}$ (темные точки).
1 – $R = 0,1$; 2 – $0,3$; 3 – $0,5$

Точно также связь глубины монотонной пластической зоны h_y с K_{\max} для сплава Д16 не зависит ни от схемы нагружения, ни от коэффициента асимметрии цикла нагружения; описывается единой кривой (рис. 3.52, б) и аппроксимируется уравнением:

$$h_y = 2,2 \cdot 10^{-6} K_{\max}^2. \quad (3.12)$$

Таким образом, можно сделать вывод, что схема нагружения не влияет на закономерности изменения глубины пластических зон под поверхностью усталостных изломов сплава Д16 в зависимости от ΔK и K_{\max} . Увеличение глубины циклической пластической зоны, независимо от коэффициента асимметрии цикла нагружения R , происходит пропорционально ΔK , а монотонной – пропорционально K_{\max}^2 .

Следовательно, глубина циклической и монотонной пластических зон под поверхностью изломов взаимосвязаны между собой. Это хорошо иллюстрируют зависимости, представленные на рис. 3.53.

Поскольку значения коэффициентов интенсивности напряжения K_{\max}^s и ΔK^s , рассчитанные при длине трещины $l = l_s$, как отмечено в работе [5, 15], не зависят от схемы нагружения, то отношения глубины монотонной пластической зоны к циклической (h_y/h_{yh}) при длине трещины l_s для всех исследуемых материалов и схем нагружения будет описываться единой кривой (рис. 3.54).

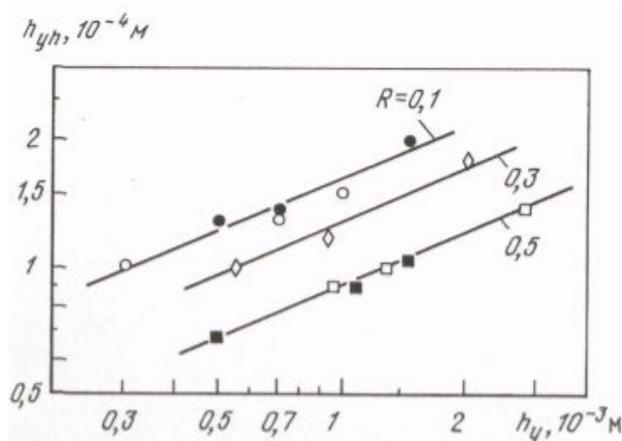


Рис. 3.53. Соотношение глубины циклической (h_{yh}) и монотонной (h_y) пластических зон под поверхностью усталостных изломов сплава Д16, полученных при схемах нагружения $\Delta P = \text{const}$ (светлые точки) и $P_{\max} = \text{const}$ (темные точки) и различном значении R

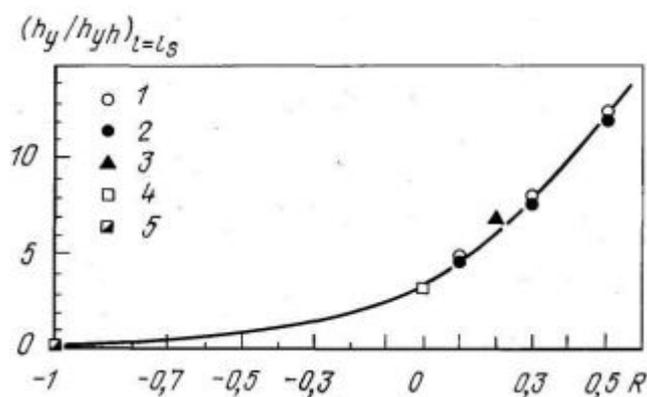


Рис. 3.54. Зависимость отношения h_y/h_{yh} при $l = l_s$ от коэффициента асимметрии цикла нагружения R :

1 – Д16 ($\Delta P = \text{const}$); 2 – Д16 ($P_{\max} = \text{const}$);
3 – сталь 20; 4 – сталь 45; 5 – 07X13H4AГ20

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие виды разрушения металлических материалов при однократных нагружениях вы знаете?
2. Какие факторы влияют на охрупчивание материалов?
3. Опишите механику разрушения металлических материалов при однократных видах нагружения?
4. Как происходит распространение усталостной трещины?
5. Опишите разрушение металлических материалов при циклическом нагружении?
6. Опишите кривые малоциклового, многоциклового и гигациклового усталости.
7. Как влияет коэффициент асимметрии цикла и схемы нагружения на усталостную прочность и кинетику развития пластических зон?
8. Опишите связь глубины пластических зон с коэффициентами интенсивности напряжения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ К РАЗДЕЛУ 3

1. Ботвина Л. Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. М: Наука, 2008. 334 с.
2. Владимиров В. И. Физическая природа разрушения материалов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
3. Энгель Л., Клингел Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справ. изд. М.: Металлургия, 1986. 232 с.
4. Фрактография и атлас фрактограмм: справ. изд. / пер. с англ.; под ред. Дж. Феллоуза. М.: Металлургия, 1982. 489 с.
5. Бичем К. Д. Микропроцессы разрушения // Разрушение. В 7 т. М.: Мир, 1973. Т. 1. С. 265–275.
6. Клевцов Г. В., Ботвина Л. Р., Клевцова Н. А., Лимарь Л. В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
7. Клевцова Н. А., Фролова О. А., Клевцов Г. В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах. М.: Изд-во Академии Естествознания, 2005. 155 с.
8. Клевцов Г. В., Валиев Р. З., Исламгалиев Р. К., Клевцова Н. А., Кашапов М. Р., Фесенюк М. В. Прочность и механизм разрушения наноструктурированного алюминиевого сплава АК4-1 в широком интервале температур // Фундаментальные исследования. 2012. № 3. Ч. 2. С. 391–395.

9. Мороз Л. С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов. Л.: Машиностроение, 1984. 224 с.
10. Клевцов Г. В., Валиев Р. З., Рааб Г. И., Клевцова Н. А., Фесенюк М. В., Кашапов М. Р. Механизм ударного разрушения стали 10 с субмикроструктурной структурой в интервале вязко-хрупкого перехода // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 8. С. 9–13.
11. Ботвина Л. Р., Клевцов Г. В. Макро- и микрофрактографические особенности рассредоточенного ударного разрушения в стали 45 в интервале вязко-хрупкого перехода // Металловедение и термическая обработка металлов. 1985. № 2. С. 27–29.
12. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А. Влияние низких температур на микромеханизм разрушения материалов с ОЦК и ГЦК структурой при однократных видах нагружения // Известия РАН. Сер. Физическая. 2008. Т. 72. № 9. С. 1363–1367.
13. Валиев Р. З., Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фесенюк М. В., Кашапов М. Р., Рааб А. Г., Караваева М. В., Ганеев А. В. Влияние режимов равноканального углового прессования и последующего нагрева на прочность и механизм разрушения стали 10 // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 1. С. 21–25.
14. Гуляев А. П. Ударная вязкость и хладноломкость конструкционной стали. М.: Машиностроение, 1969. 69 с.
15. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Фрактографический метод определения критической температуры хрупкости металлических материалов (МР5-81): метод. указания. М.: Госстандарт СССР, 1981. 23 с.
16. Гуляев А. П., Шермазин И. В., Зеленова В. Д. Определение порога хладноломкости стали микрофрактографическим методом // Заводская лаборатория. 1966. Т. 32. № 7. С. 870–872.
17. Клевцов Г. В., Горбатенко Н. А., Маковой В. А., Степанов Г. В., Мурышев Е. Ю. Структурные особенности разрушения стальных образцов при высокоскоростном импульсном нагружении // Проблемы прочности. 1994. № 5. С. 35–40.
18. Хеллан К. Введение в механику разрушения. М.: Мир, 1988. 364 с.
19. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А. О связи локального напряженного состояния материала с кинетикой развития пластических зон и микромеханизмом разрушения при однократных видах нагружения // Металловедение и термическая обработка материалов. 2000. № 2. С. 15–22.

20. Клевцов Г. В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. М.: МИСИС, 1999. 112 с.
21. Калачев М. Д. Деформационное упрочнение металлов. Минск: Наука и техника, 1980. 256 с.
22. Валиев Р. З., Клевцова Н. А., Клевцов Г. В., Фесенюк М. В., Кашапов М. Р., Абрамова М. М. Механизм разрушения и мартенситные превращения в пластических зонах аустенитной стали AISI 321 после равноканального углового прессования // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 10. С. 14–18.
23. Браун У., Сроули Дж. Испытание высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации. М.: Мир, 1972. 246 с.
24. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Валиев Р. З., Пигалева И. Н., Фролова О. А. Оценка локального напряженного состояния при разрушении наноструктурированных материалов с ОЦК и ГЦК решеткой // Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 772–775.
25. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов / пер. с польск.; под ред. С. Я. Яремы. М.: Металлургия, 1990. 623 с.
26. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей // Балтер М. А., Любченко А. П., Аксенова С. П., Чернякова А. А., Гольдштейн Л. Я., Куриц Е. А. Л.: Машиностроение, 1978. 184 с.
27. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении: Метод оценки сопротивления металлических материалов усталостному разрушению по шагу усталостных бороздок (МР-189-86). М.: ВНИИНМАШ, 1986. 36 с.
28. Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials // Fatigue Fract. Engng. Mater. Sci. 1999. V. 22. № 7. P. 559–566.
29. Murakami Y, Nomoto T., Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels // Fatigue Fract. Engng. Mater. Sci. 1999. V. 22. № 7. P. 581–590.
30. Ботвина Л. Р. Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения // Заводская лаборатория. 2004. № 4. Т. 70. С. 41–51.
31. Осташ О. П., Ярема С. Я., Степаненко В. А. Влияние низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостной трещины в алюминиевых сплавах // Физико-химическая механика материалов. 1977. Т. 13. № 3. С. 26–30.

32. Ярема С. Я. Исследования роста усталостных трещин и кинетические диаграммы усталостного разрушения // Физико-химическая механика материалов. 1977. Т. 13. № 4. С. 3–19.
33. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А., Алиджанов Э. К. Влияния коэффициента асимметрии цикла нагружения на усталостную долговечность и механизм разрушения образцов из конструкционных материалов // Вестник Оренбургского государственного университета. 2005. № 6. С. 154–159.
34. Клевцов Г. В., Ботвина Л. Р., Горбатенко Н. А., Клевцов Р. Г. Влияние асимметрии цикла и схемы нагружения на фрактографические и структурные особенности строения усталостных изломов сплава Д16 // Известия Академии Наук. Сер. Металлы, 1995. № 2. С. 145–152.
35. Rice J. R. Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue // ASTM, Special Technical Publication, 1966. № 415. P. 247–311.
36. Yokobori T., Tanaka M., Haykawa H., Sasahira S., Yoshimira T. Fatigue crack propagation behaviour of mild steel and high strength steels // Rep. Res. Inst. Strength and Fracture of Materials, Tohoku Univ., Japan. 1967. V. 3. № 2. P. 39–71.
37. Клевцов Г. В., Жижерин А. Г., Кудряшов В. Г. Влияние асимметрии цикла и толщины образца на кинетику зоны пластической деформации в сплаве Д16 // Проблемы прочности. 1989. №5. С. 58–61.
38. Клевцов Г. В., Постников Н. С., Жижерин А. Г., Гоцев И. С., Бакиров Ж. Т. Кинетика и фрактография усталостного разрушения сплава ВАЛ15 при различной асимметрии цикла // Проблемы прочности. 1988. № 7. С. 31–33.
39. Ботвина Л. Р., Клевцов Г. В. Кинетика развития зон пластической деформации при усталостном разрушении стали 20 // Физико-химическая механика материалов. 1983. Т. 19. № 1. С. 15–18.
40. Клевцов Г. В., Ботвина Л. Р., Жижерин А. Г. Рентгеноструктурный анализ изломов, полученных при ударно-циклическом нагружении // Проблемы прочности. 1985. № 7. С. 14–19
41. Клевцов Г. В., Горбатенко Н. А., Степанов Г. А., Клевцов Р. Г. Распределение мартенситных фаз в пластических зонах под поверхностью изломов сталей 03Х13АГ19 и 07Х13Н4АГ20 при различных видах нагружения // Физика металлов и металловедения. 1993. Т. 75, В. 6. С. 88–94.

4. ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

4.1. Ударное разрушение наноструктурных материалов в широком интервале температур

Известно, что структура и механические свойства нанокристаллических материалов при динамических видах нагружения сильно зависят от режимов РКУП [1–9]. Однако следует ожидать, что качественный характер изменения данных свойств в широком интервале температур будет определять тип кристаллической решетки материалов (ОЦК, ГЦК или ГПУ), введу различных кристаллографических особенностей [10].

Свойства при ударном нагружении низко- и среднеуглеродистых сталей были изучены Tsuji [11], Hanamura [12], Song [13] с сотрудниками. Показано [13], что в материал с ОЦК решеткой уменьшение среднего размера зерен приводит к смещению интервала вязко-хрупкого перехода в сторону низких температур. Высказано предположение [11], что такого рода смещение происходит из-за более значительного увеличения напряжения хрупкого разрушения, по сравнению с пределом текучести. Ботвина с сотрудниками [14], изучая кинетики ударного разрушения стандартных образцов из нанокристаллического и крупнокристаллического никеля (материал с ГЦК решеткой) выявила снижение ударной вязкости нанокристаллического никеля; отмечено низкое сопротивление зарождению трещин в связи с неоднородностью наноструктуры.

4.1.1. Ударное разрушение наноструктурированной углеродистой стали 10 в интервале вязко-хрупкого перехода. Как уже отмечалось, материалы с ОЦК решеткой подвержены хладноломкости. На температурной зависимости ударной вязкости (KCV) малоуглеродистой стали 10 (рис. 4.1) в исходном состоянии хорошо виден ярко выраженный интервал вязко-хрупкого перехода (примерно от -5 до 100 °С), а после РКУП при 200 °С – узкий интервал вблизи температуры 50 °С. При этом порог хладноломкости стали 10 практически не изменился. После РКУП при 400 °С порог хладноломкости стали 10 сместился на 100 °С в сторону низких температур (рис. 4.1). При этом интервал вязко-хрупкого перехода,

как и в предыдущем случае, занимает узкую область температур вблизи $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ [3].

Результаты исследований подтвердили тот факт, что повышение плотности дефектов кристаллического строения приводит к повышению твердости стали, прочности при растяжении образцов и снижению пластичности. Однако механизм сужения интервала вязко-хрупкого перехода наноструктурированной стали пока не совсем ясен.

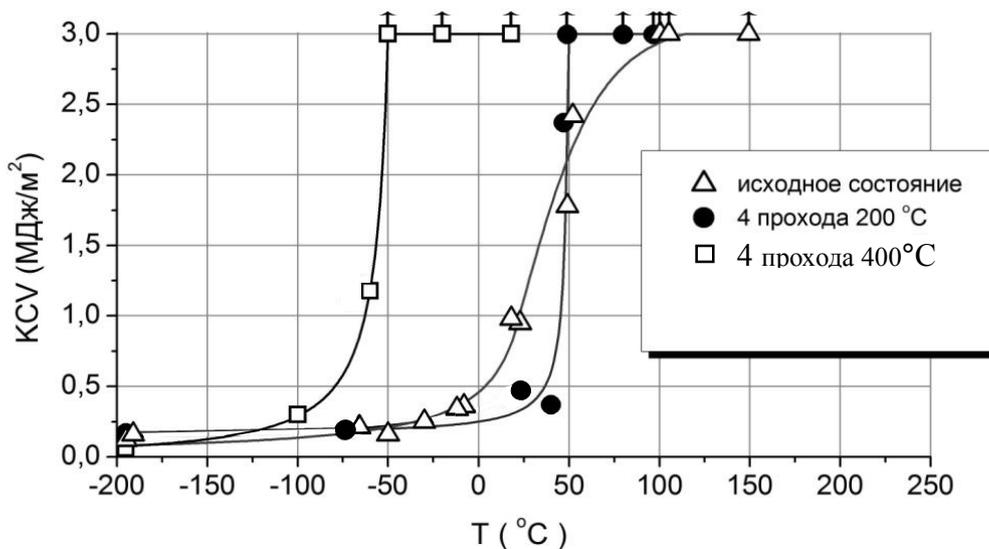


Рис. 4.1. Температурная зависимость ударной вязкости (KCV) стали 10 в исходном состоянии и после различных режимов РКУП

Можно предположить, что сужение интервала вязко-хрупкого перехода стали 10 после РКУП при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ связано как с формированием субмикроструктурной структуры, так и высоким уровнем дефектности структуры. При понижении температуры испытания образцов из стали 10 со структурой, образовавшейся после РКУП при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, имеет место блокировка или, по крайней мере, значительное снижение вклада механизмов пластической деформации, зависящих от температуры, в УМЗ зернах, например, переползание дислокаций. Это привело к охрупчиванию стали, резкому снижению ударной вязкости, а, следовательно, к сужению интервала вязко-хрупкого перехода.

В случае РКУП при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ формируется более равновесная структура; встречаются отдельные зерна с невысокой плотностью дислокаций. Поэтому при испытании образцов из стали 10 с такой структурой механизмы пластической деформации сохраняют свою

эффективность до более низкой температуры. Это привело к смещению вязко-хрупкого перехода в сторону низких температур. Однако эти же процессы привели к повышению плотности дислокаций и других дефектов кристаллического строения, что, в свою очередь, привело к включению вышеописанного механизма охрупчивания стали с субмикроструктурной структурой и сужению интервала вязко-хрупкого перехода.

Ударные изломы стали 10 в исходном состоянии, полученные в нижней области вязко-хрупкого перехода, – хрупкие (рис. 4.2, а).

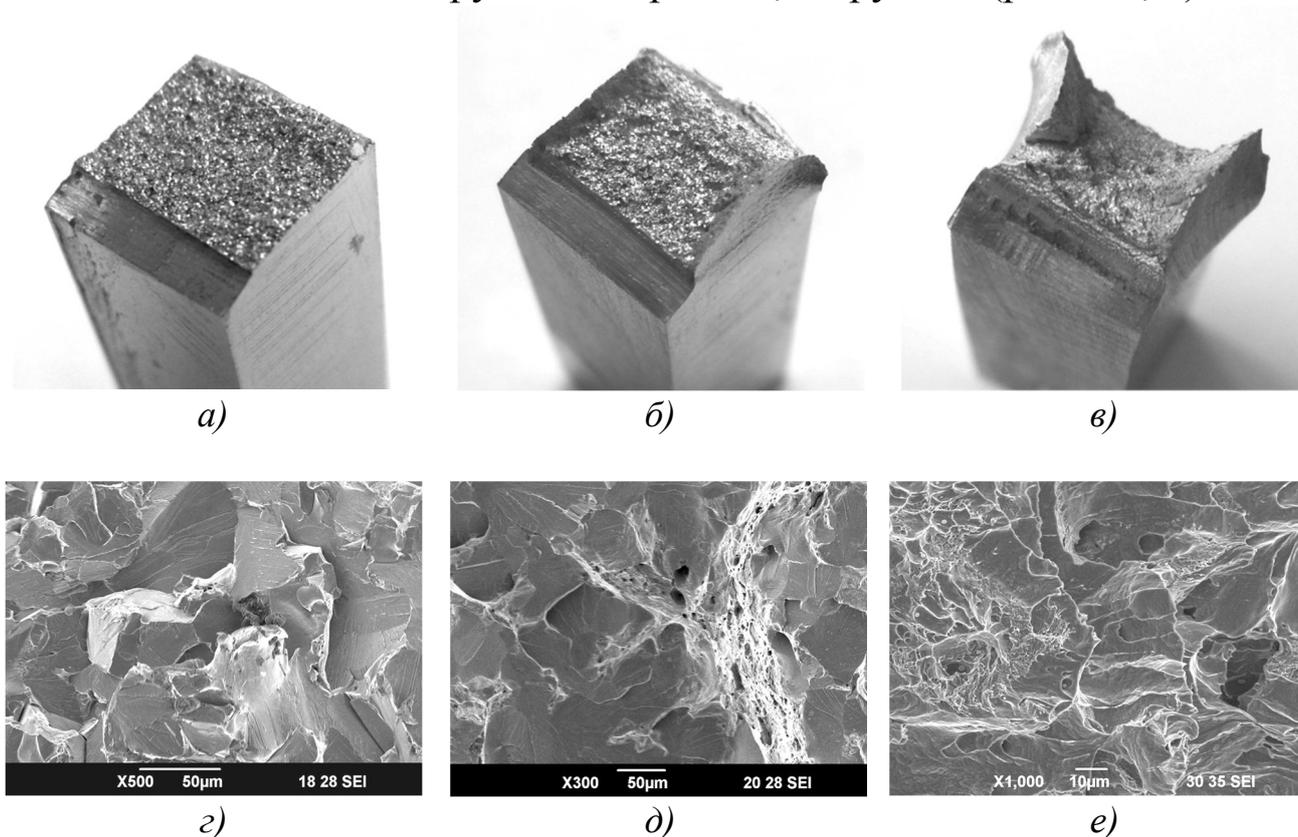


Рис. 4.2. Общий вид и микрорельеф (РЭМ) ударных изломов стали 10 в исходном состоянии после испытаний при температурах:
а, г – минус 196 °С; б, д – 20 °С; в, е – 100 °С

Разрушение произошло по механизму скола с участками межзеренного хрупкого разрушения (см. рис. 4.2, г). Изломы, полученные в средней области вязко-хрупкого перехода, вязко-хрупкие с сосредоточенной областью вязкого и хрупкого разрушения (см. рис. 4.2, б). В очаге разрушения образуется вязкая зона вытяжки θ [15, 16]; центральная часть – это скол с участками ямочного микрорельефа (см. рис. 4.2, д). Изломы, полученные в верхней области вязко-хрупкого интервала, вязкие (см. рис. 4.2, в). Они имеют ярко выраженные губы среза и утяжку. Разрушение

произошло с образованием ямочного микрорельефа (см. рис. 4.2, *е*).

Ударные изломы стали 10 после РКУП при 200 °С, полученные в нижней области вязко-хрупкого перехода, – хрупкие, светлые (рис. 4.3). Поверхность изломов расположена под углом к оси образца (рис. 4.3, *а*). Микрорельеф ступенчатый (рис. 4.3, *б*). При большом увеличении видно, что разрушение произошло по механизму квазискола (рис. 4.3, *в*). В изломах, полученных в средней области вязко-хрупкого перехода, также расположена под углом к оси образца; губы среза и утяжка отсутствуют (рис. 4.3, *г*). Макрорельеф изломов состоит из глубоких, параллельно расположенных гребней, образованных, по-видимому, путем среза. Микрорельеф ступенчатый (рис. 4.3, *д*), но видны следы вязкого расслоения (рис. 4.3, *е*). Изломы, полученные в верхней области вязко-хрупкого перехода, – волокнистые; видны губы среза и утяжка (рис. 4.3, *ж*). Микрорельеф – ямочный (рис. 4.3, *з, и*) [3].

Результаты макро- и микрофрактографического анализов хорошо согласуются с данными рентгеноструктурного анализа (табл. 4.1). Так видно, что степень искаженности кристаллической структуры (уширение дифракционной линии) на поверхности изломов стали 10 после РКУП при 200 °С, полученных в интервале температур от –196 до 20 °С, а также изломов стали в исходном состоянии, полученных при температурах –196 и –70 °С, остается минимальной и практически не изменяется от температуры, что характерно для механизмов скола или квазискола [15, 16, 23].

Ударное разрушение образцов стали 10 после РКУП при 400 °С в нижней области вязко-хрупкого произошло хрупко (рис. 4.4, *а*). В очаге разрушения таких изломов имеет место вязкая зона θ (рис. 4.4, *б*); в центральной части изломов (рис. 4.4, *в*) микрорельеф состоит из участков скола и квазискола. В средней области вязко-хрупкого перехода разрушение образцов произошло вязко-хрупко с образованием больших губ среза и «хрупкого квадрата» (рис. 4.4, *г*). В очаге разрушения ямки имеют вытянутую форму (рис. 4.4, *д*), а в центральной части изломов доминирует скол (рис. 4.4, *е*). В верхней области вязко-хрупкого перехода (–50 °С) образцы полностью не разрушились (рис. 4.4, *ж*). В разрушенной части образцов микрорельеф поверхности разрушения ямочный (рис. 4.4, *з, и*).

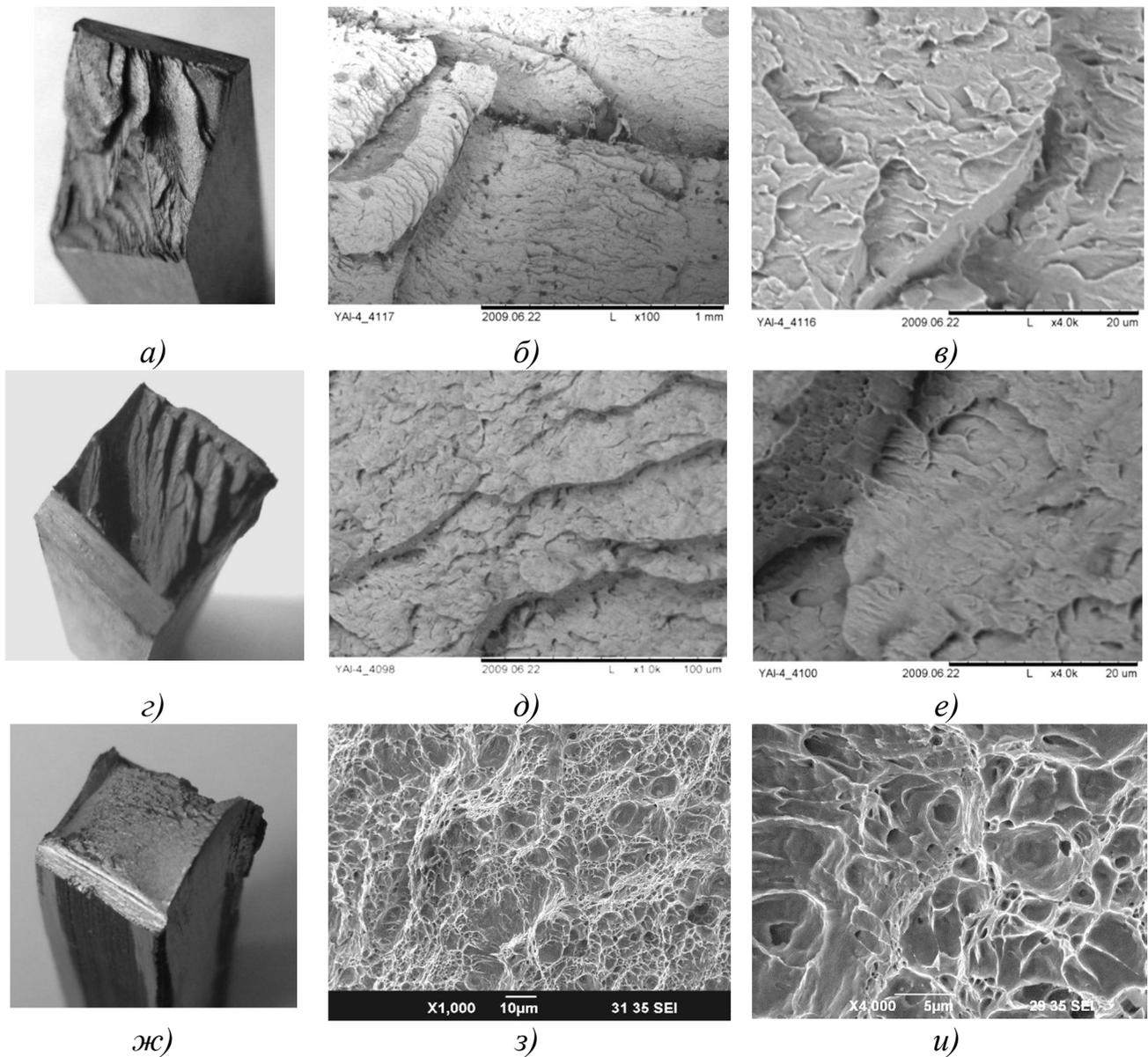


Рис. 4.3. Общий вид ударных изломов (а, г, ж); микрорельеф в очаге разрушения (б, д, з); микрорельеф в центральной части изломов стали 10 (в, е, и); изломы получены при температурах: а-в – 196 °С; г-е – 20 °С; ж-и – 50 °С; б – ×100; в, е, и – ×4000; д, з – ×1000 (РЭМ)

Таблица 4.1

Уширение ($\Delta\beta$) рентгеновской дифракционной линии (211) $K_{\alpha 1}$, полученной с поверхности центральной части изломов стали 10. β_0 - ширина линии эталона

Состояние	β_0 , 10^{-3} рад.	Уширение линии $\Delta\beta$, 10^{-3} рад.	Температура испытания, °С			
			-196	-70	20	50
После РКУП при 200 °С	7,70	$\Delta\beta$, 10^{-3} рад.	6,1	6,4	6,9	11,93
Исходное	3,38	$\Delta\beta$, 10^{-3} рад.	5,1	5,0	8,9	10,89

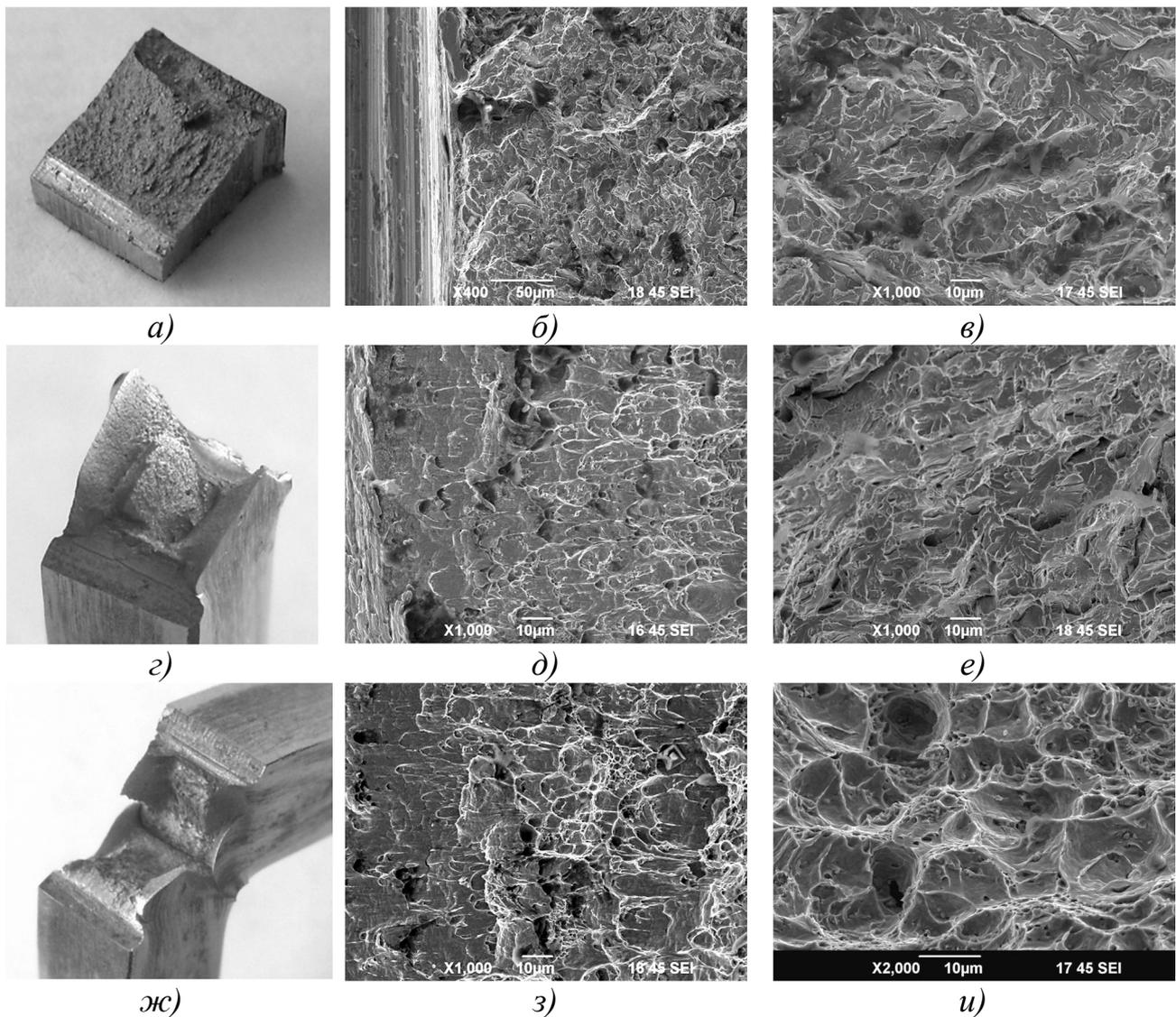


Рис. 4.4. Изломы стали 10 после РКУП при 400 °С:
а, з, ж – общий вид, *б, д, з* – микрорельеф (РЭМ) в очаге разрушения, *в, е, и* – микрорельеф (РЭМ) в центральной части.

Изломы получены при температурах
 –196 °С (*а–в*); –60 °С (*з–е*); –50 °С (*ж–и*);
б – ×400; *в, д, е, з* – ×1000; *и* – ×2000

Для выяснения природы наблюдаемых закономерностей обратимся к результатам исследования тонкой структуры стали: после РКУП при 200 °С наблюдается ярко выраженная полосчатость и высокая дефектность структуры. Формирование такой структуры привело к повышению твердости, прочности, снижению пластичности и, соответственно, ударной вязкости стали (см. рис. 4.1). При этом порог хладноломкости стали не изменился. Более низкая дефектность структуры после РКУП при 400 °С благоприятно

повлияла на ударную вязкость, сместив интервал вязко-хрупкого перехода в сторону низких температур.

С целью исследования возможности повышения ударной вязкости (смещения интервала вязко-хрупкого перехода в область низких температур) стали 10 после РКУП при 200 °С использовали последующий нагрев стали в интервале температур от 100 до 700 °С в течение 30 минут. При этом исследовали влияние температуры последующего нагрева на изменение твердости, статической прочности и ударной вязкости стали 10.

Результаты исследования показали [17], что интенсивное снижение твердости (НВ) начинается при температурах нагрева 450–550 °С (рис. 4.5). Прочностные характеристики стали, определенные после нагрева до температур 350 °С (температура, при которой твердость стали практически не снижается) и 550 °С (температура, при которой начинается интенсивное снижение твердости стали), примерно в 1,5–1,7 раза ниже прочности стали после РКУП без последующего нагрева, но более чем в 1,3–2,0 раза превышают прочность стали в исходном состоянии (табл. 4.2). Относительное удлинение стали 10 после РКУП и последующего нагрева до температуры 350 °С несколько превышает относительное удлинение стали после РКУП без последующего нагрева, а после нагрева до температуры 550 °С – превышает в 5,0 раз (табл. 4.2).

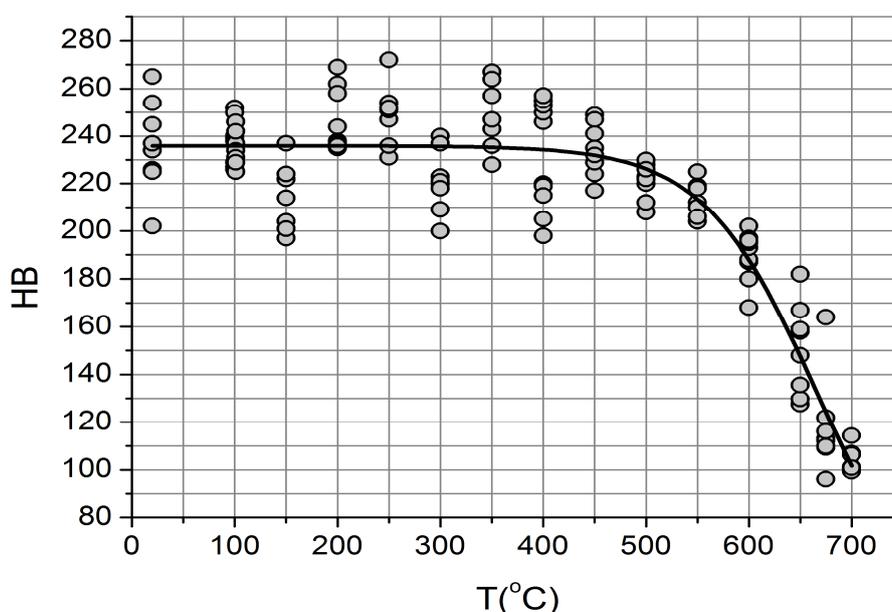


Рис. 4.5. Влияние температуры нагрева на твердость (НВ) стали 10 после РКУП при 200 °С

При испытании на ударную вязкость образцы стали 10 после РКУП при 200 °С и последующего нагрева до температур 350 °С и 550 °С полностью не разрушались (табл. 4.2), что свидетельствует о значительном повышении (как минимум в 6 раз) ударной вязкости по сравнению с ударной вязкостью после РКУП, а также (как минимум в 3 раза) по сравнению с ударной вязкостью стали в исходном состоянии. Следовательно, такой вид обработки сместил интервал вязко-хрупкого перехода стали 10 в сторону низких температур, что благоприятно с позиции конструктивной прочности материала.

Таблица 4.2

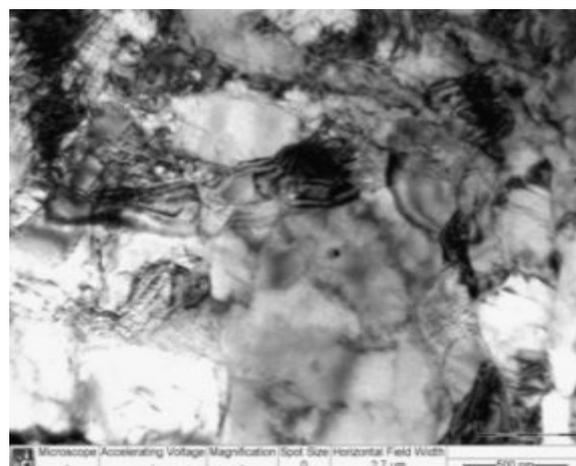
Механические свойства стали 10 после различных видов обработки

Вид обработки	<i>HV</i>	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	<i>KCV</i> , МДж/м ²
Исходное состояние	121	460	350	25	0,95
РКУП при 200 °С	235	1028	989	8	0,45
РКУП при 200 °С + нагрев 350 °С	230	696	660	10	3,00↑ (образцы не разрушились)
РКУП при 200 °С + нагрев 550 °С	218	612	504	40	3,00↑ (образцы не разрушились)

Вышеописанные изменения прочностных характеристик стали 10 после РКУП и последующего нагрева являются следствием изменений тонкой структуры материала. После нагрева до температуры 350 °С в результате возврата наблюдается ячеистая структура. Ячейки практически свободны от дислокаций (рис. 4.6, а). Полосчатость структуры исчезает, границы становятся более четкими.



а)



б)

Рис. 4.6. Тонкая структура (ПЭМ) стали 10 после РКУП при 200 °С и последующего нагрева до: а – 350 °С, б – 550 °С

Такие изменения несущественно влияют на твердость стали, однако снижают прочность и, в меньшей степени, пластичность стали, однако существенно повышают ударную вязкость (табл. 4.3). Механизм разрушения меняется от ступенек и малорельефных вытянутых участков (рис. 4.3), характерных при разрушении полосчатой структуры, к ямочному механизму (рис. 4.7, а). После нагрева до 550 °С в структуре наблюдается характерный для высокоугловых границ полосчатый контраст (рис. 4.6, б). Такие изменения структуры способствуют повышению пластичности и ударной вязкости стали 10 (табл. 4.3). В результате формирования высокоугловых границ, по-видимому, повышается сопротивление материала распространению трещины. Механизм разрушения стали с такой структурой ямочный (рис. 4.7, б).

Таким образом, равноканальное угловое прессование (РКУП) стали 10 при 200 °С, формируя полосчатую структуру с высокой плотностью дислокаций, сужает интервал вязко-хрупкого перехода стали, не изменяя порога хладноломкости. После РКУП при 400 °С дефектность структуры снижается, а интервал вязко-хрупкого перехода стали смещается на 100 °С в сторону низких температур.

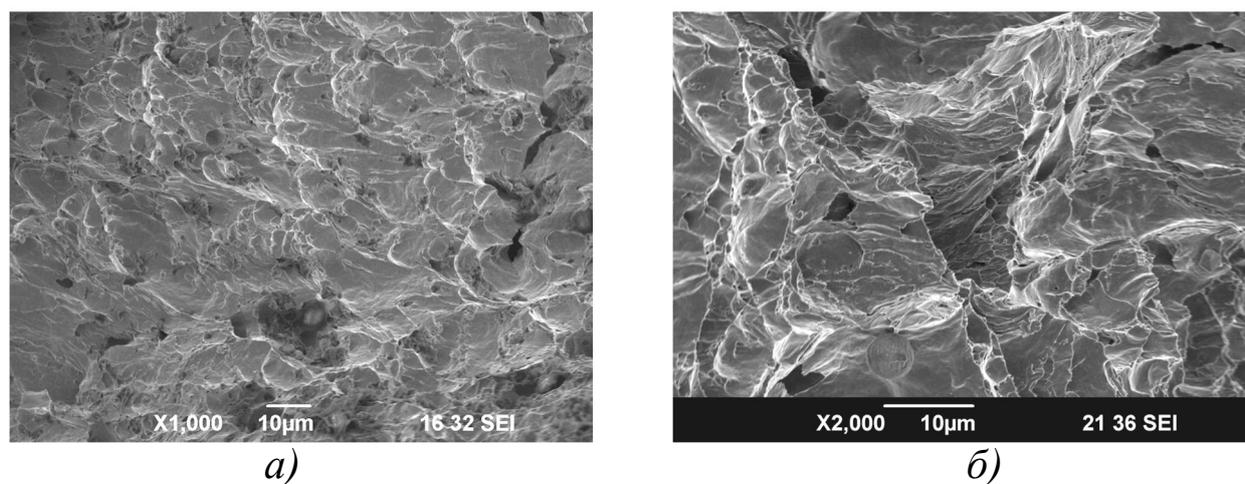


Рис. 4.7. Микрорельеф (РЭМ) излома стали 10 после РКУП при 200 °С + нагрев до:
а – 350 °С (×1000), б – 550 °С (×2000)

Доминирующим механизмом низкотемпературного ударного разрушения стали 10 после всех исследованных режимов РКУП является квазискол и скол; в интервале вязко-хрупкого перехода – образованием вязких гребней, ступенек и малорельефных вытянутых участков, а также скола и ямочного микрорельефа. В верхней области вязко-хрупкого перехода сталь 10 после РКУП разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа.

При нагреве стали 10 после РКУП при 200 °С до температур, не превышающих 550 °С, формируется ячеистая структура с практически свободными от дислокаций областями (при нагреве до 350 °С) и высокоугловыми границами (при нагреве до 550 °С). При этом твердость стали изменяется незначительно, однако ударная вязкость (*KCV*) возрастает более чем в 6 раз. Разрушение стали происходит с образованием ямочного микрорельефа.

4.1.2. Ударное разрушение наноструктурного титана Grade4.

Испытания образцов из титана Grade4 (материала с ГПУ решеткой) на ударную вязкость в интервале температур от –196 до 500 °С показали (рис. 4.8), что РКУП-конформ по вышеуказанному режиму сужает интервал повышения ударной вязкости титана, аналогично сужению интервала вязко-хрупкого перехода, наблюдаемого в стали10 после РКУП. (рис. 4.8) [5]. По-видимому, сужение данных температурных интервалов после РКУП – есть общая закономерность для материалов с ОЦК и ГПУ решетками.

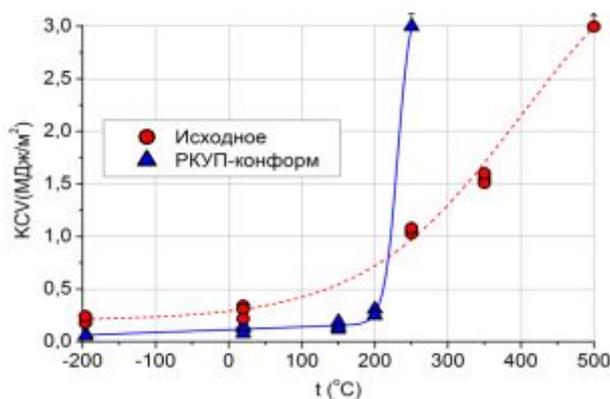


Рис. 4.8. Температурная зависимость ударной вязкости (*KCV*) титана Grade 4 в исходном состоянии и после РКУП-конформ

Изломы образцов из титана Grade 4 после РКУП-конформ, полученные при всех температурах испытания, кроме 250 °С, мелкозернистые, матовые (рис. 4.9, а, г, ж). У них практически отсутствуют или имеют небольшие размеры утяжка и губы среза, также малую шероховатость поверхности центральной части изломов (рис. 4.10, а, б). При температуре испытания 250 °С образец полностью не разрушился, однако видно (рис. 4.9, к), что в разрушенной области излом волокнистый, вязкий, а губы среза составляют 40 % (рис. 4.10, а). Все это указывает на то, что ударное разрушение титана Grade 4 в интервале температур от –196 до 200 °С произошло в условиях, близких к плоской деформации (ПД), а при температуре 250 °С – в условиях близком к плоскому напряженному состоянию (ПН) [15, 16].

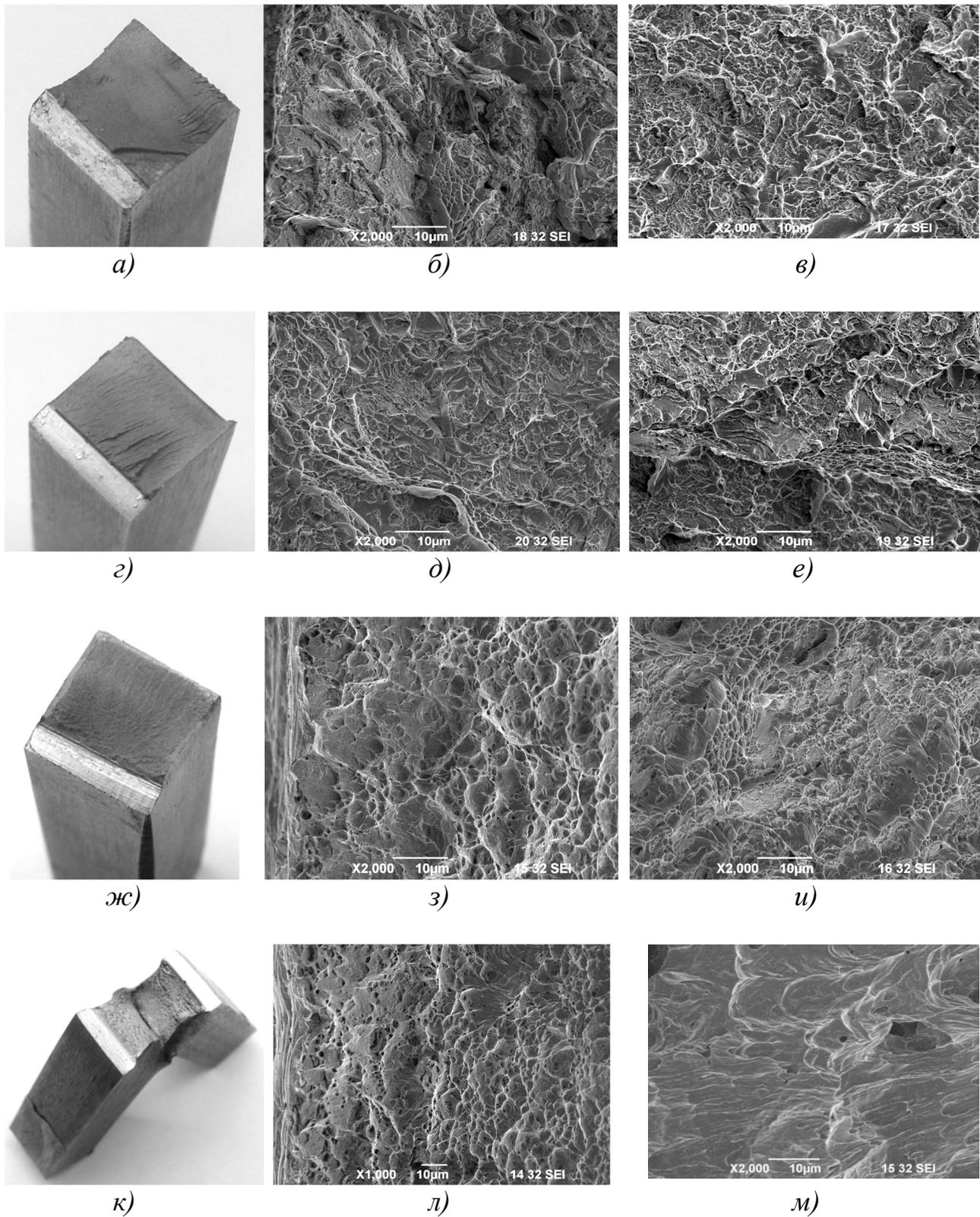


Рис. 4.9. Изломы титана Grade 4 после РКУП-конформ:
а, г, ж, к – общий вид, *б, д, з, л* – микрорельеф (РЭМ) в очаге разрушения,
в, е, и, м – в центральной части.
 Изломы получены при температурах испытания: *а–в* – минус 196 °С, *г–е* – 20 °С,
ж–и – 200 °С, *к–м* – 250 °С (*б, в, д, е, з, и, м* – $\times 2000$; *л* – $\times 1000$)

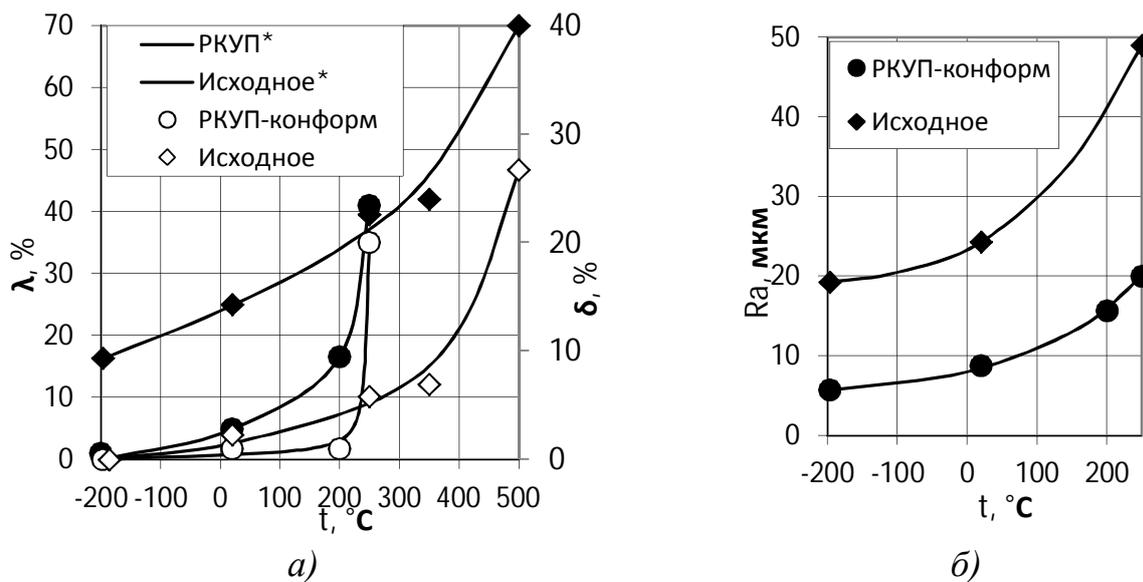


Рис. 4.10. Температурная зависимость:
 а – размера губ среза (темные точки) и утяжки (светлые точки),
 б – шероховатости поверхности центральной части изломов титана Grade 4

Микрорельеф изломов титана Grade 4 после РКУП-конформ, полученных при температурах -196 °C и 20 °C, состоят из микрогребней, покрытых очень мелкими ямками (см. рис. 4.9, б, в, д, е). В очаге разрушения изломов, полученных при температуре 200 °C, видны микрizona вытяжки Θ и область с ямочным микрорельефом (см. рис. 4.9, з), а в центральной части изломов микрогребни не так ярко выражены, а ямки становятся более крупными (см. рис. 4.9, и). В разрушенной области образцов, испытанных при температуре 250 °C, можно наблюдать в очаге разрушения вытянутые ямки и бесструктурные участки (см. рис. 4.9, л), а центральной части излома – неглубокие вытянутые ямки с гладкой и плоской поверхностью (см. рис. 4.9, м).

Микрорельеф центральной части изломов, полученных при температурах -196 °C и 200 °C, хорошо иллюстрирует фотографии в 3D формате (рис. 4.11).

Ударные изломы титана Grade 4 в исходном состоянии, полученные в интервале температур от -196 °C до 350 °C включительно (рис. 4.12, а, г, ж), светлые; с повышением температуры испытания увеличиваются размер губ среза, утяжка (см. рис. 4.10, а) и шероховатость центральной части изломов (см. рис. 4.10, б). Однако существенного изменения макростроения

изломов не наблюдается (см. рис. 4.12, *а, з, ж*). Изломы в разрушенной части образцов, испытанных при 500 °С (рис. 4.12, *к*), волокнистые, вязкие, имеет большие губы среза и шероховатость поверхности (рис. 4.10, *а, б*). Можно предположить, что ударное разрушение титана в исходном состоянии при всех температурах испытания произошло в условиях, близких к ПН [15, 16].

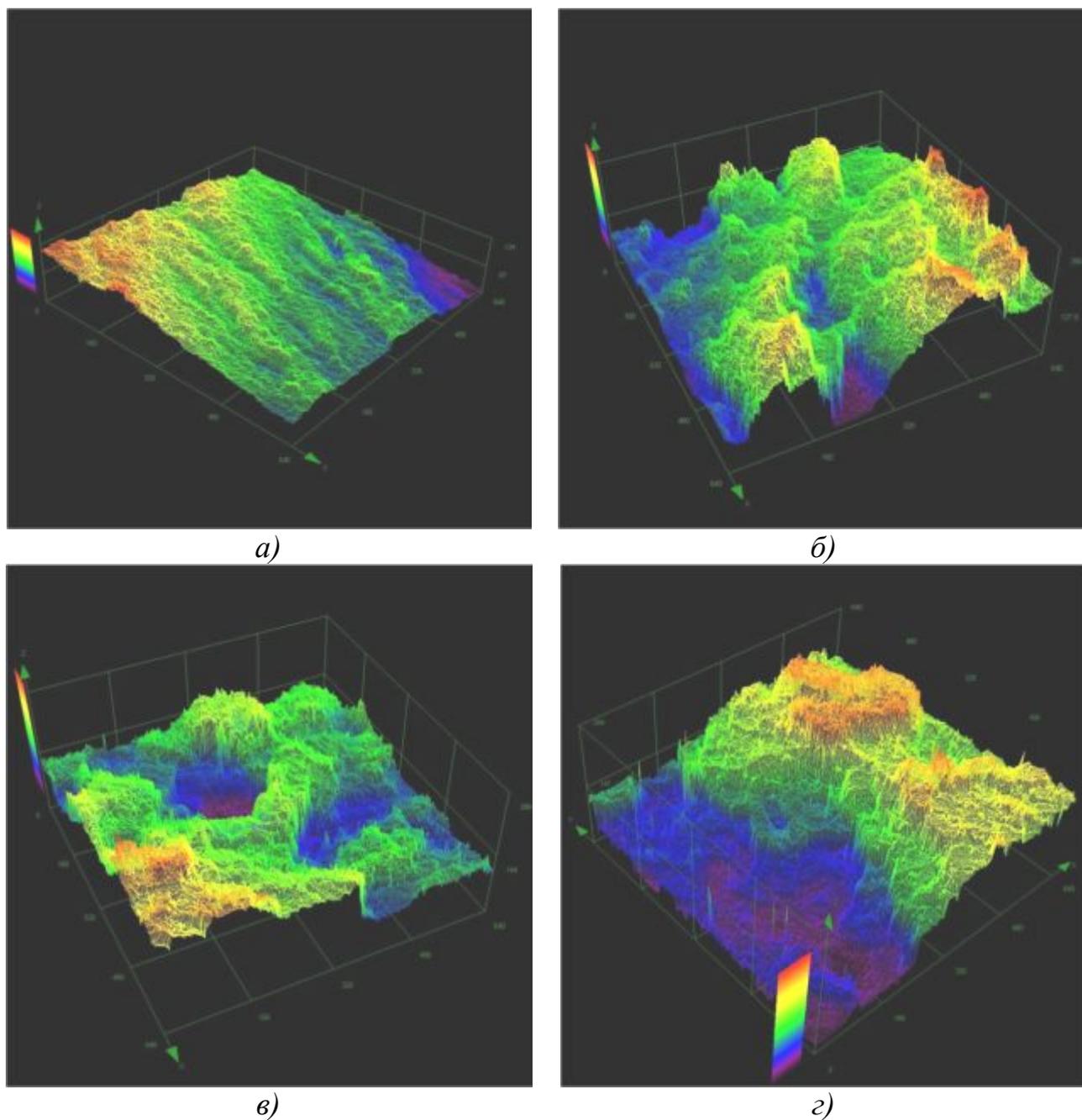


Рис. 4.11. Микрорельеф центральной части ударных изломов в 3D формате (ЛКСМ). Изломы титана:

а, б – после РКУП; *в, з* – исходном состоянии получены при температурах испытания –196 °С (*а, в*); 200 °С (*б*); 250 °С (*з*)

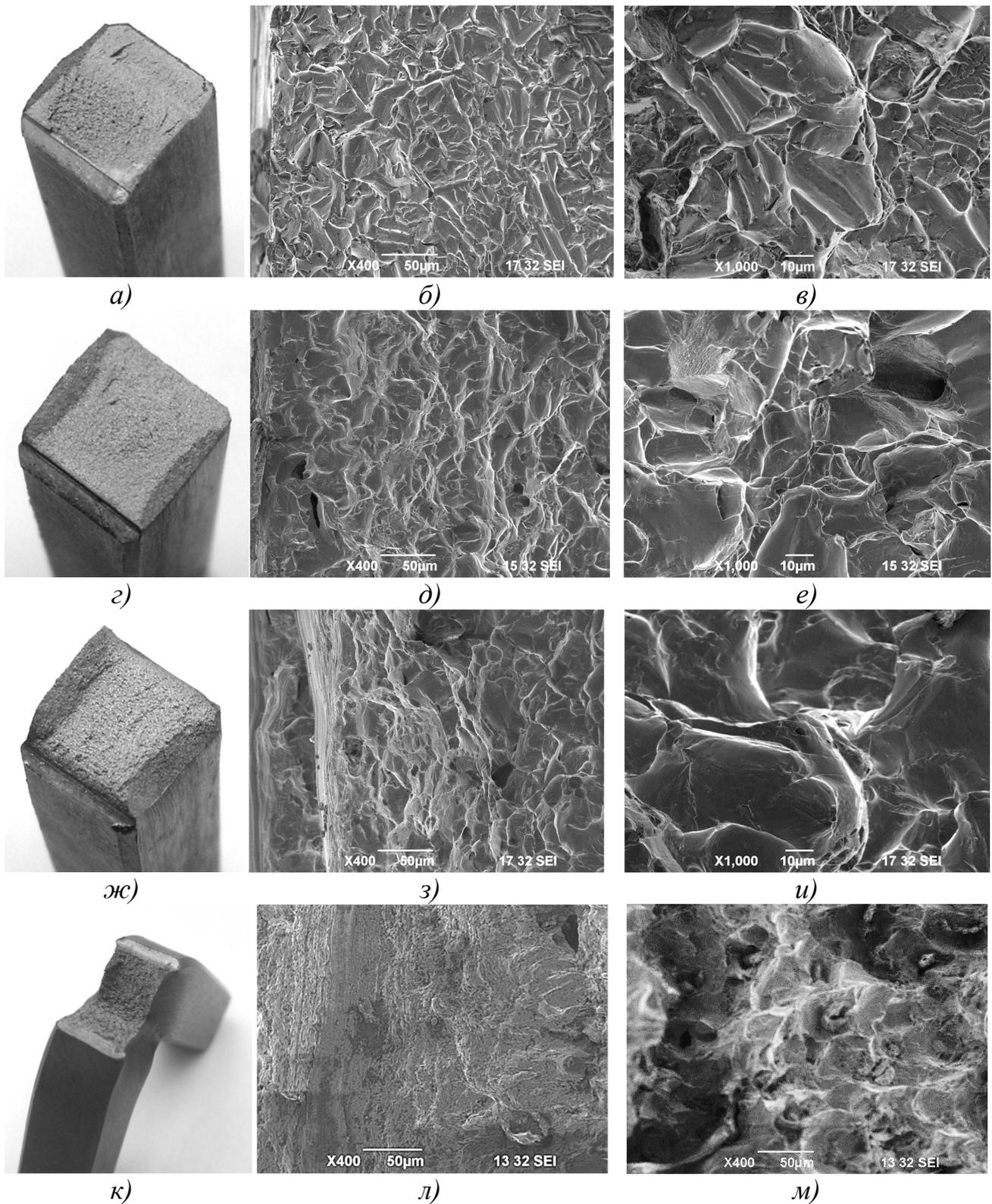


Рис. 4.12: а, г, ж, к – общий вид ударных изломов; б, д, з, л – микрорельеф в очаге разрушения; в, е, и, м – микрорельеф в центральной части изломов титана Grade 4 в исходном состоянии. Изломы получены при температурах испытания $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а–в); $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (г–е); $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ (ж–и); $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (к–м); б, д, з, л, м – $\times 400$; в, е, и – $\times 1000$

Микрорельеф изломов титана Grade 4 в исходном состоянии, полученных при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. рис. 4.12, б, в), состоит из участков расслоения по плоскостям скольжения ГПУ решетки; видны вторичные трещины. На фотографиях в 3D формате хорошо видны округлые впадины (см. рис. 4.11, в). В микрорельефе изломов, полученных при 20 и $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, большую площадь занимают округлые, сравнительно плоские ямки и гребни отрыва (см. рис. 4.12, д–и).

Микрорельеф изломов в разрушенной области образцов, испытанных при $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, характеризуется вязкой областью со слабо выраженным рельефом вблизи очага разрушения (см. рис. 4.12, л) и наличием мелких неглубоких ямок в центральной части излома (см. рис. 4.12, м) на фоне более крупных плоских гребней и низин (см. рис. 4.11, з).

Рентгеноструктурный анализ позволил оценить степень искаженности кристаллической структуры на поверхности изломов, обусловленную распространением трещины (по уширению рентгеновской дифракционной линии). Как видно из табл. 4.3, степень искаженности кристаллической структуры на поверхности ударных изломов титана Grade 4 с повышением температуры испытания образцов увеличивается, как в случае титана в исходном состоянии, так и после РКУП-конформ. Это хорошо согласуется с данными микрофрактографического анализа (рис. 4.13), из которого видно, что с повышением температуры испытания, при всех видах обработки титана, начинает доминировать ямочный микрорельеф, характеризующий высокой степенью искаженности кристаллической структуры.

Таблица 4.3

Уширение ($\Delta\beta$) рентгеновской дифракционной линии (101) $K_{\alpha 1}$, полученной с поверхности центральной части ударных изломов титана Grade 4.

β_0 – ширина линии эталона

Состояние	β_0 , 10^{-3} рад.	Уширение линии	Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$				
			-196	20	200	250	350
РКУП-конформ	5,30	$\Delta\beta$, 10^{-3} рад.	7,23	7,53	8,27	-	-
Исходное	3,72	$\Delta\beta$, 10^{-3} рад.	6,42	6,60	-	6,96	7,08

Более высокое значение ширины дифракционной линии эталона (более сильное искажение кристаллической решетки) в титане Grade 4 было получено на образцах после РКУП по сравнению с исходным состоянием. Но физическое уширение линии выше на образцах,

полученных с поверхности изломов титана после РКУП, по сравнению с титаном в исходном состоянии.

4.1.3. Ударное разрушение наноструктурного алюминиевого сплава АК4-1. Ударную вязкость (KCV) алюминиевого сплава АК4-1 (ГЦК решетка) при всех рассматриваемых способах обработки практически не изменяется в интервале температур от -196 до 180 °С, а затем незначительно повышается при температуре испытания 300 °С (рис. 4.13). Причем самое высокое значение ударной вязкости имеет место в случае исходного (горячекатаного) состояния сплава. После РКУП при 160 °С и после стандартной обработки Т6 (закалка + старение) ударная вязкость сплава практически не отличается друг от друга при всех температурах испытания, хотя после РКУП сплав имеет несколько более высокое значение ударной вязкости по сравнению с состоянием Т6 (рис. 4.13) [8, 18].

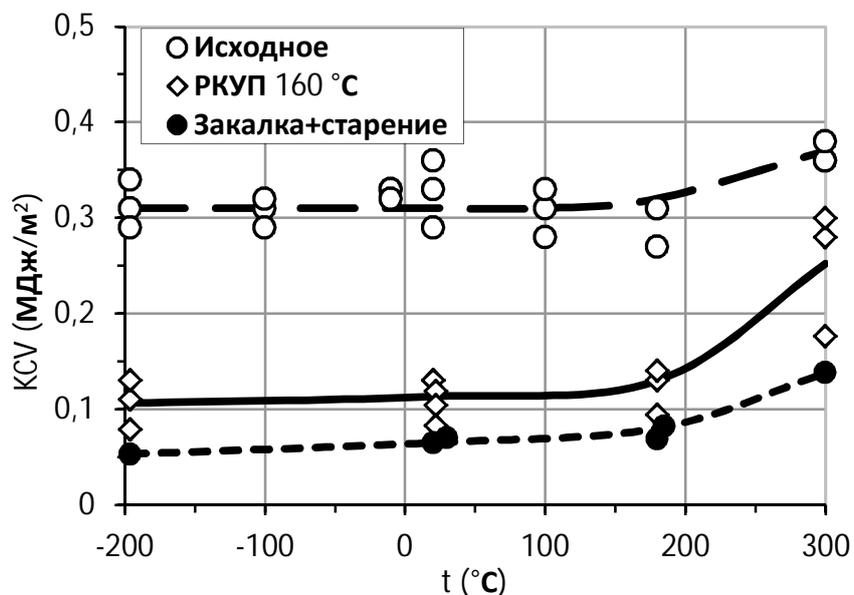


Рис.4.13. Температурная зависимость ударной вязкости сплава АК4-1 в исходном состоянии, после РКУП и в состоянии Т6

Все полученные изломы образцов из сплава АК4-1 после РКУП состоят из сравнительно плоской центральной части и губ среза; вблизи излома имеется утяжка образцов (рис. 4.14, а, г, ж). Температурная зависимость макрохарактеристик изломов представлена на рис. 4.15, а, б. Видно, что такие характеристики изломов, как размер губ среза и утяжка образца, интенсивно увеличиваются в интервале температур от -196 до 20 °С и практически не меняются в интервале температур от 180 до 300 °С. Так изломы образцов из сплава после РКУП, полученные при

температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.14, *а*), отличаются незначительным размером губ среза, малой утяжкой. Это свидетельствует о том, что разрушение произошло в условиях, близких к плоской деформации (ПД) [15, 16].

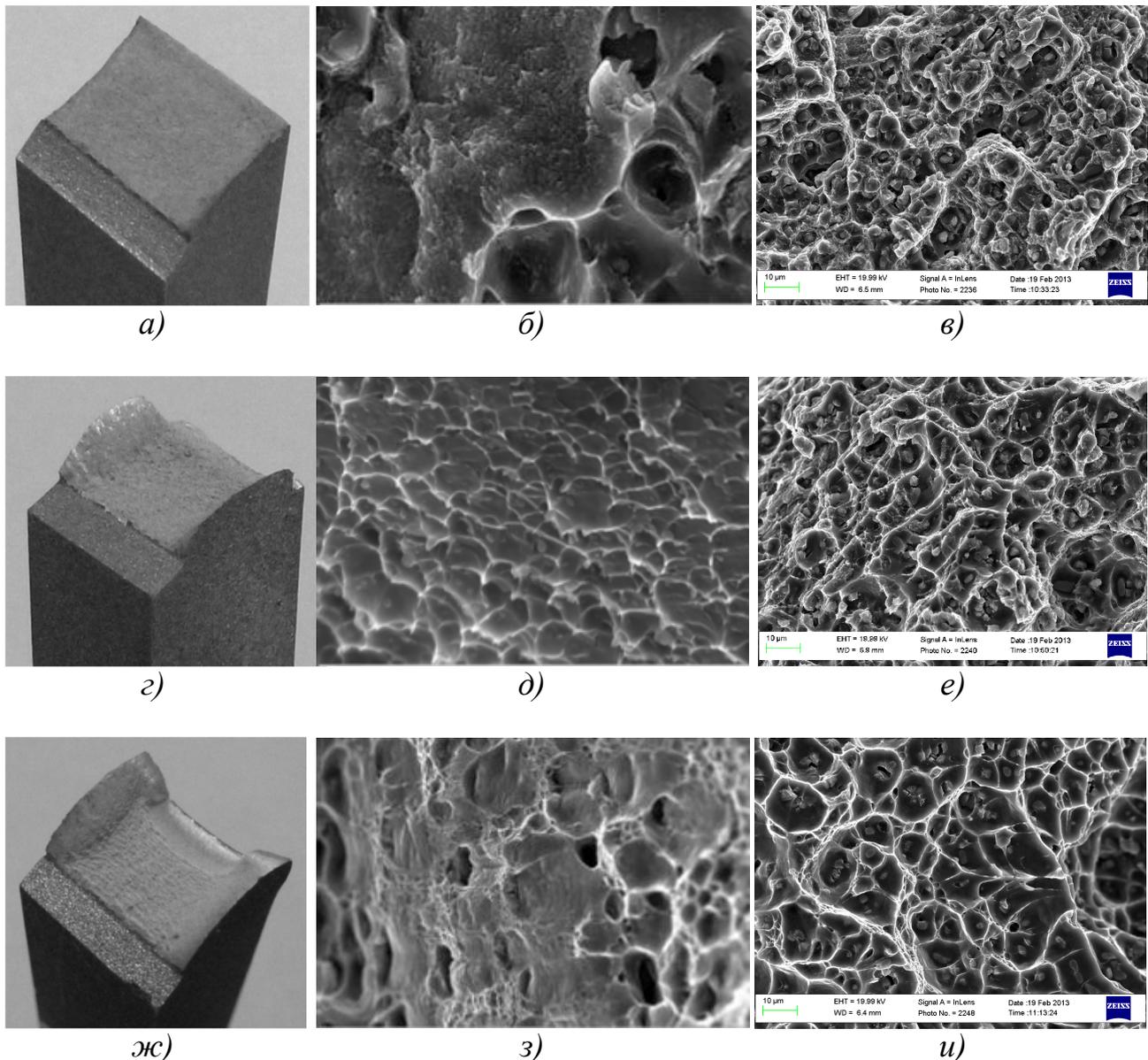


Рис. 4.14. Общий вид и микрорельеф (РЭМ) ударных изломов сплава АК4-1 после РКУП:

б, д, з – в очаге разрушения;

в, е, и – в центральной части.

Изломы получены при температурах

$-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (*а–в*); $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (*г–е*); $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (*ж–и*);

а – $\times 4000$; *в, е, и* – $\times 1000$; *д* – $\times 26000$; *в, з* – $\times 2000$

На изломах, полученных при повышенных температурах (см. рис. 4.14, *г, ж*) размер губ среза составляет около 35 %, утяжка

равна или превышает 1,5 % (рис. 4.15, а). Такое строение изломов свидетельствует о том, что разрушение произошло в условиях плоского напряженного состояния (ПН). Шероховатость центральной части изломов монотонно возрастает с повышением температуры испытания образцов (рис. 4.15, б).

Микрофрактографический анализ показал [8, 18], что в очаге разрушения изломов сплава АК4-1 после РКУП можно выделить вязкую зону вытяжки θ [15, 16], длиной примерно 100 мкм. В изломах, полученных при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.14, б), микрорельеф зоны θ состоит из чередующихся ямок и плоских участков; в изломах, полученных при 20 и $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, – из сильно вытянутых ямок (рис. 4.14, д, з). В центральной части всех изломов микрорельеф ямочный. С увеличением температуры испытания размер ямок увеличивается (рис. 4.14, в, е, и).

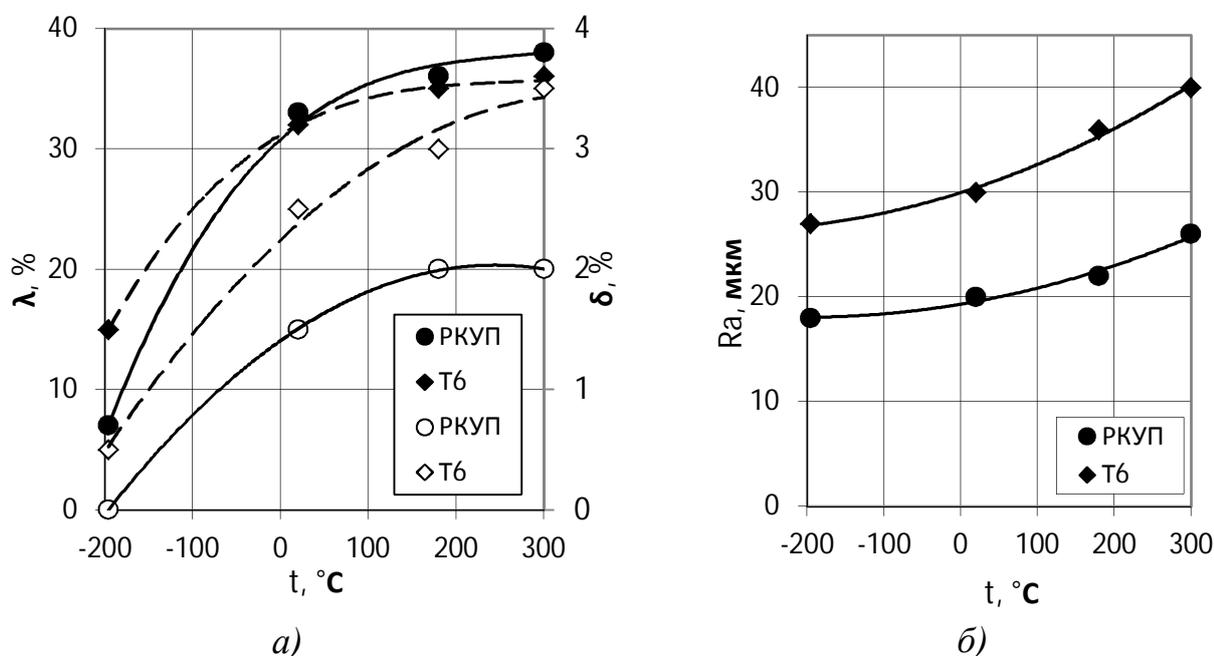


Рис. 4.15. Температурная зависимость сплава АК4-1: а – размера губ среза (темные точки), утяжки (светлые точки); б – шероховатости поверхности центральной части изломов.

На дне многих ямок, особенно в случае высокотемпературных изломов, можно наблюдать округлые частицы размером от 1 до 10 мкм. По данным микрорентгеноспектрального анализа (рис. 4.16, а, б), эти частицы содержат в основном алюминий, железо, никель и медь, то есть относились к упрочняющим фазам, например Al_2Cu и Al_9FeNi [6, 19]. Ударные изломы образцов из сплава АК4-1 в состоянии Т6 (рис. 4.17, а, з, ж) отличаются от вышерассмотренных большей шероховатостью (рис. 4.15, б); при этом размер губ среза отличается незначительно (рис. 4.15, а).

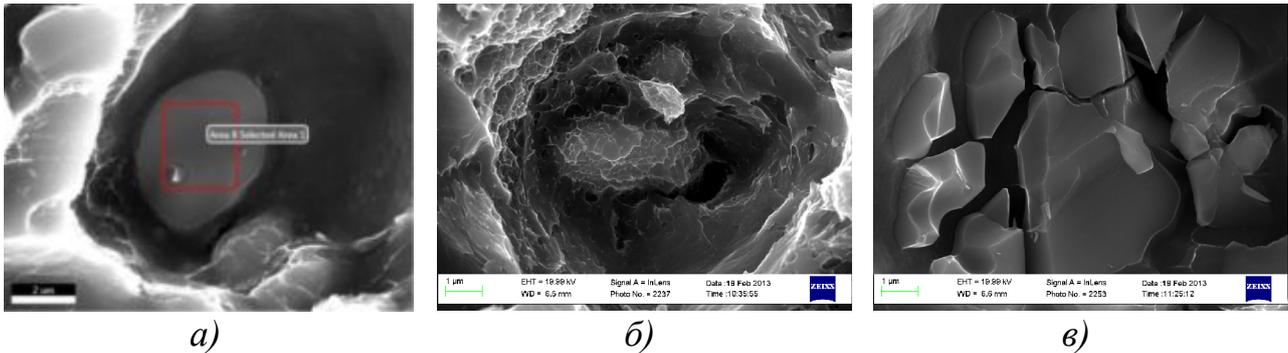


Рис. 4.16. Частицы в центре ямок ударных изломов сплава АК4-1: а, б – после РКУП; в – разрушившейся плоский фрагмент, наблюдаемый в центре ямок ударных изломов сплава в состоянии Т6. ($\times 10000$)

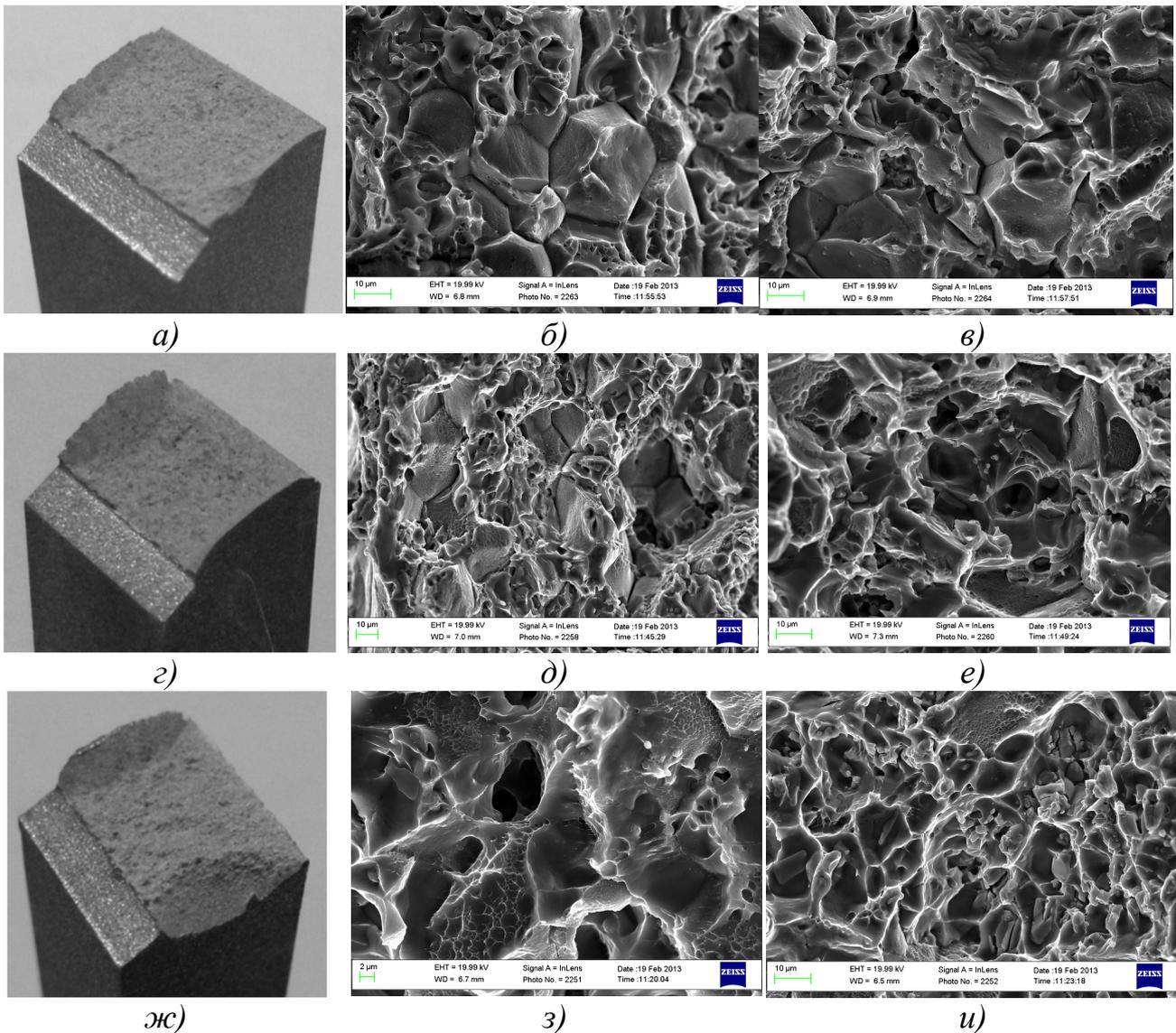


Рис. 4.17: а, г, ж – общий вид ударных изломов; б, д, з – микрорельеф в очаге разрушения; в, е, и – микрорельеф в центральной части ударных изломов сплава АК4-1 в состоянии Т6 (закалка + старение); изломы получены при температурах $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а–в); $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (г–е); $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (ж–и); б, в, е, и – $\times 1000$; д – $\times 500$; з – $\times 2000$

Микрофрактографический анализ показал [8, 18], что в очаге разрушения изломов сплава АК4-1 в состоянии Т6 зона вытяжки θ отсутствует. Микрорельеф низкотемпературных изломов, как в очаге разрушения, так и в центральной части изломов смешанный. Помимо ямочного микрорельефа значительную долю площади излома занимает межзеренное хрупкое разрушение (см. рис. 4.17, б, в). На поверхности изломов, полученных при 20 °С, смешанное разрушение (ямки + межзеренное хрупкое разрушение) имеет место только в очаге разрушения (см. рис. 4.17, д). В центральной части таких изломов микрорельеф преимущественно ямочный (см. рис. 4.17, е). Изломы, полученные при температуре 300 °С, полностью вязкие (см. рис. 4.17, з, и). На дне некоторых ямок можно наблюдать округлые частицы, некоторые из которых разрушены хрупко (см. рис. 4.16, в). В очаге разрушения высокотемпературных изломов ямки неправильной формы, чередуются с плоскими участками (см. рис. 4.17, з).

Рентгеноструктурный анализ, помимо степени искаженности кристаллической структуры, обусловленную распространением трещины, позволил оценить локальное напряженное состояние материала у вершины распространяющейся трещины (по глубине пластических зон под поверхностью изломов).

При анализе значений уширения рентгеновской дифракционной линии (табл. 4.4) обращают на себя внимание следующие моменты:

Во-первых, с изменением температуры испытания образцов от -196 до 300 °С степень искаженности кристаллической структуры материала на поверхности изломов сплава АК4-1 как после РКУП, так и в состоянии Т6, практически не изменяется, так как практически не изменяется физическое уширение дифракционной линии. Это согласуется с данными микрофрактографического анализа, где видно (см. рис. 4.14 и 4.17), что в рассматриваемом интервале температур микрорельеф изломов меняется незначительно.

Таблица 4.4

Уширение ($\Delta\beta$) рентгеновской дифракционной линии (311) $K_{\alpha 1}$, полученной с поверхности центральной части ударных изломов сплава АК4-1.

β_0 – ширина линии эталона

Состояние сплава	β_0 , 10^{-3} рад.	Уширение линии $\Delta\beta$, 10^{-3} рад.	Температура испытания, °С			
			-196	20	180	300
После РКУП	7,30	$\Delta\beta$, 10^{-3} рад.	6,98	7,12	7,04	6,99
Т6	4.11	$\Delta\beta$, 10^{-3} рад.	12,33	12,43	12,29	12,24

Во-вторых, степень искаженности кристаллической структуры материала на поверхности изломов сплава после РКУП ниже, чем в состоянии Т6 при всех температурах испытания (см. табл. 4.4). По-видимому, это обусловлено высокой степенью искаженности кристаллической структуры материала после РКУП (см. табл. 4.4).

Из табл. 4.5 видно, что ударное разрушение сплава АК4-1, как после РКУП, так и в состоянии Т6 произошло с образованием двух пластических зон: сильнодеформированной микрозоны h_{yh} и слабодеформированной макрозоны h_y [15, 21] (в изломе сплава после РКУП, полученного при -196 °С (табл. 4.10) разделить зону h_{yh} не представляется возможным [15, 20]). Принимая во внимание величину отношения h_{\max}/t [15, 22], можно констатировать, что при температуре испытания -196 °С разрушение образцов произошло в переходной области от ПД к ПН [15, 22]. Однако сплав после РКУП разрушился в условиях более близких к плоской деформации ($h_{\max}/t = 3,7 \cdot 10^{-2}$), чем сплав в состоянии Т6 ($h_{\max}/t = 6,8 \cdot 10^{-2}$). Это хорошо согласуется с данными макроанализа изломов и оценкой степени искаженности кристаллической структуры материала на поверхности изломов (см. табл. 4.4). Повышение температуры испытания образцов приводит к смещению локального напряженного состояния материала у вершины трещины в сторону плоского напряженного состояния (ПН). Так, уже при температуре испытания 20 °С образцы из сплава АК4-1 как после РКУП, так и в состоянии Т6, разрушились в условиях ПН (табл. 4.5) [15, 22].

Таблица 4.5

Глубина пластических микро- (h_{yh}) и макрозоны (h_y) под поверхностью центральной части ударных изломов сплава АК4-1

Состояние сплава	Температура испытания	$h_{yh}, 10^{-4}$ м	$h_y, 10^{-4}$ м	h_{\max}/t
После РКУП	-196 °С	-	3,7	$3,7 \cdot 10^{-2}$
	20 °С	3,0	11,0	$1,1 \cdot 10^{-1}$
Т6	-196 °С	2,8	6,8	$6,8 \cdot 10^{-2}$
	20 °С	3,5	17,0	$1,7 \cdot 10^{-1}$

Обращает на себя внимание тот факт, что глубина микроразрушения h_{yh} во всех случаях равна $(2,8-3,5) \cdot 10^{-4}$ м. Это подтверждает высказанное ранее предположение [15, 20] о том, что сильнодеформированной микроразрушенной h_{yh} в большей степени отражает механизм разрушения (в данном случае ямочный механизм), а слабодеформированная макроразрушенная h_y – локальное напряженное состояние материала у вершины трещины в момент разрушения.

Ударное разрушение сплава АК4-1 после РКУП как при низкой, так и при комнатной температурах происходит при более жестком локальном напряженном состоянии у вершины трещины по сравнению с состоянием Т6 и сопровождается меньшей энергоемкостью разрушения (меньше глубина пластических зон и степень искаженности кристаллической структуры материала в данных зонах). Однако из рис. 4.16 видно, что ударная вязкость сплава после РКУП при исследуемых температурах испытания даже чуть выше по сравнению с состоянием сплава Т6. Возможно, одной из причин этому является высокое значение работы зарождения трещины в сплаве после РКУП, о чем свидетельствует образование вязкой зоны вытяжки θ , которая отсутствует при разрушении сплава в состоянии Т6.

4.1.4. Ударное разрушение и мартенситные превращения в пластических зонах наноструктурной аустенитной стали AISI 321. Ударные испытания аустенитной стали AISI 321 (материала с ГЦК решеткой) были проведены при комнатной температуре и при температуре жидкого азота (-196 °С). Из табл. 4.6 видно, что ударная вязкость (KCV) стали после РКУП, по сравнению с исходным состоянием, снизилась примерно в 1,5 раза, как при комнатной, так и при низкой температуре [7].

Таблица 4.6

Ударная вязкость (KCV) стали AISI 321

Состояние	Исходное состояние		После РКУП	
Температура испытания, °С	20	-196	20	-196
KCV , МДж/м ²	2,48	2,25	1,65	1,54

Ударные изломы стали *AISI 321* в исходном состоянии, полученные как при комнатной, так и при низкой температуре испытания (рис. 4.18, *а, з*), волокнистые, матовые, серого цвета, имеют утяжку и губы среза.

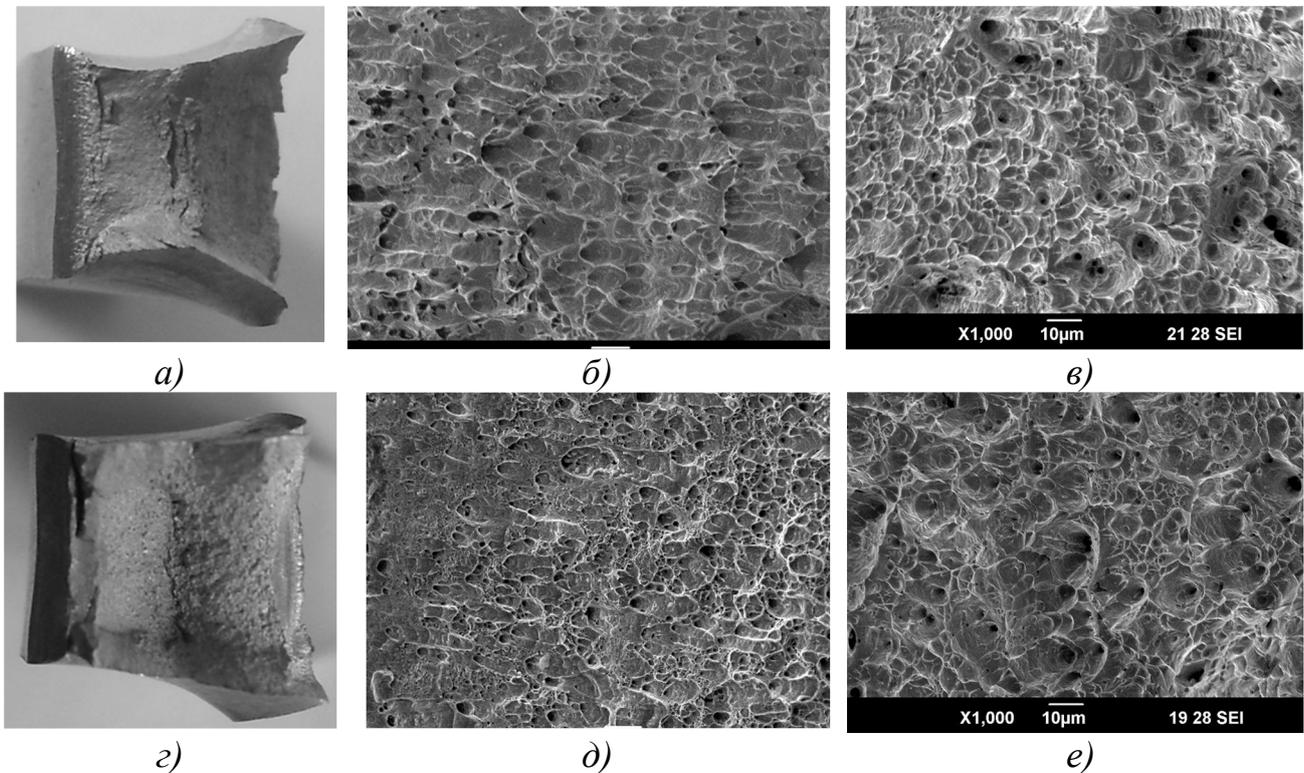


Рис. 4.18: *а, з* – общий вид ударных изломов;

б, д – микрорельеф в очаге разрушения;

в, е – микрорельеф в центральной части ударных изломов
стали AISI321 в исходном состоянии.

Изломы получены при температурах 20 °С (*а–в*); –196 °С (*з–е*);

б, в, д, е – ×1000

В центральной части изломов, а местами и на периферии, видны трещины. Вблизи очага разрушения на поверхности изломов можно выделить *С*-образную зону *L*, которая, как было показано в работе [20], образуется вблизи очага разрушения при ударном разрушении аустенитных сталей. При небольшом увеличении видно, что она состоит из параллельных гребней. Микрорельеф зоны *L* состоит из вытянутых ямок (см. рис. 4.18, *б, д*).

Микрорельеф центральной части изломов, полученных как при комнатной, так и при низкой температуре испытания, состоит из мелких неглубоких ямок (см. рис. 4.18, *в, е*).

Ударные изломы стали AISI 321 после РКУП, полученные как при комнатной, так и при низкой температуре (рис. 4.19, *a, z*), волокнистые, матовые, серого цвета; имеют губы среза и утяжку. Вблизи очага разрушения также можно наблюдать зону L длиной 1,5 мм. Однако в отличие от предыдущего случая в очаге разрушения изломов стали после РКУП можно наблюдать зону сдвига θ , которая состоит из параллельно расположенных вязких микрогребней со следами отслоений (рис. 4.19, *б, д*). Микрорельеф зоны L , которая как и в случае изломов стали в исходном состоянии, состоит из неглубоких вытянутых ямок. Центральная часть изломов состоит из равноосных ямок (рис. 4.19, *в, е*). Следует заметить, что ямки в центральной части изломов стали после РКУП даже более глубокие, чем в изломах стали в исходном состоянии, что свидетельствует о более развитой пластической деформации материала.

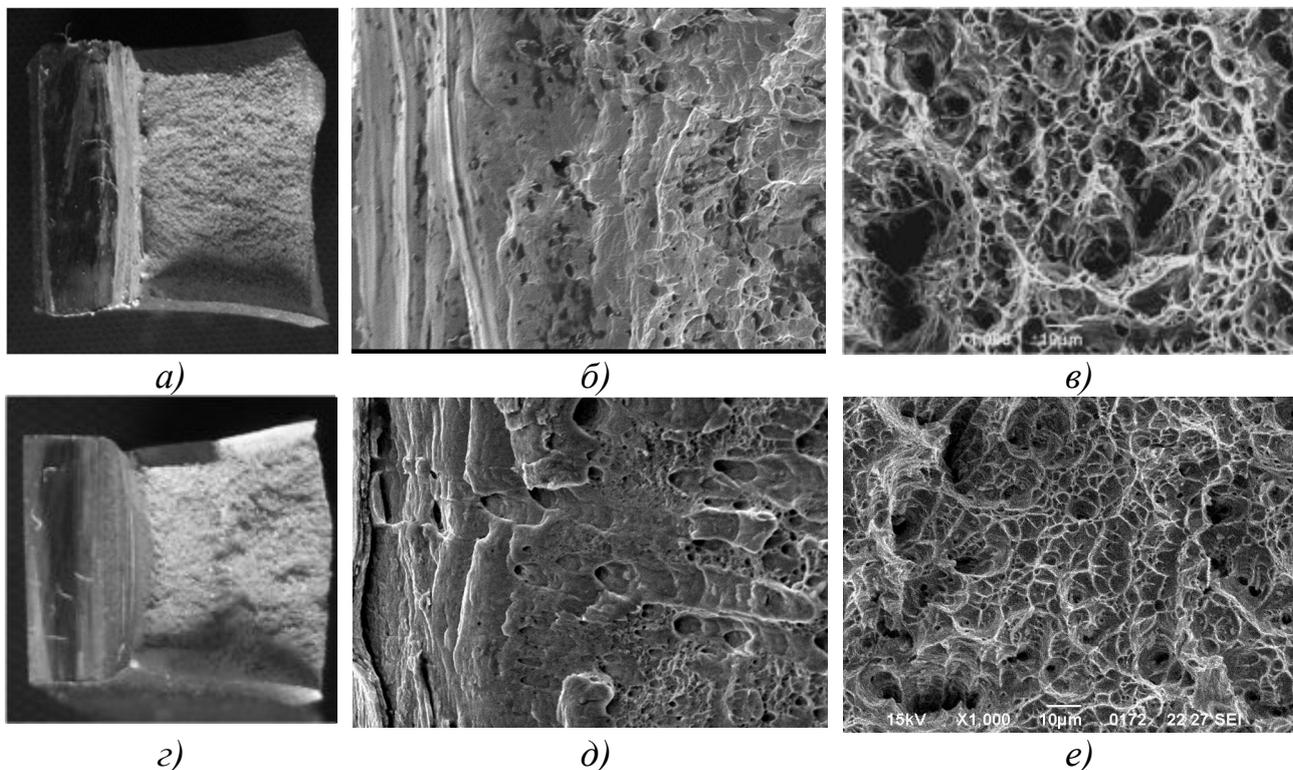


Рис. 4.19: *a, z* – общий вид ударных изломов;
б, д – микрорельеф в очаге разрушения; *в, е* – микрорельеф в центральной части
излома ударных изломов стали AISI 321 после РКУП.

Изломы получены при температурах 20 °С (*a–в*); –196 °С (*z–e*);
б, в, д, e – $\times 1000$

Рентгеновские исследования позволили выявить под поверхностью всех изломов стали AISI 321 две пластические зоны: сильнодеформированную микрону h_{yh} и слабодеформированную макрону h_y , характерные для вязкого разрушения материала [15].

Вязкий характер разрушения, наличие под поверхностью изломов двух пластических зон, а также отношение $h_{\max}/t > 10^{-1}$, где $h_{\max} = h_y$ (табл. 4.7), свидетельствуют о том, что ударное разрушение стали *AISI 321* как в исходном состоянии, так и после РКУП, при всех исследуемых температурах испытания произошло в условиях плоского напряженного состояния (ПН) [15, 22]. Однако, сравнивая критерий h_{\max}/t (табл. 4.7), можно констатировать, что ударное разрушение стали *AISI 321* после РКУП произошло в условиях более жесткого локального напряженного состояния по сравнению с исходным состоянием при всех исследуемых температурах испытания.

Таблица 4.7

Глубина микрзоны (h_{yh}) и макрзоны (h_y) под поверхностью изломов и отношение h_{\max}/t стали *AISI 321* в исходном состоянии и после РКУП

Состояние	$t, ^\circ\text{C}$	$h_{yh}, \text{мкм}$	$h_y, \text{мм}$	h_{\max}/t
Исходное состояние	20	180	3,5	$5,65 \cdot 10^{-1}$
	-196	140	3,0	$4,84 \cdot 10^{-1}$
После РКУП	20	100	2,5	$4,17 \cdot 10^{-1}$
	-196	80	2,0	$3,33 \cdot 10^{-1}$

Рассмотрим мартенситные $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, протекающие в пластических зонах при ударном разрушении аустенитной стали *AISI 304*. Охлаждение данной стали до температуры -196°C как в исходном состоянии, так и после РКУП, не приводило к мартенситным превращениям.

В табл. 4.8 представлено количество α -мартенсита, образовавшегося на поверхности ударных изломов данной стали в исходном состоянии и после РКУП. Видно, что РКУП снижает количество α -мартенсита, образованного на поверхности ударных изломов, полученных как при комнатной температуре, так и при температуре -196°C . Однако, для правильного понимания кинетики мартенситных превращений, происходящих в пластических зонах, необходимо рассмотреть распределение α -мартенсита по глубине излома [20].

Таблица 4.8

Количество α -мартенсита на поверхности изломов стали *AISI 321* в исходном состоянии и после РКУП

Вид обработки	Температура испытания, $^\circ\text{C}$	α -мартенсит, %
Исходное состояние	20	55
	-196	100
После РКУП	20	20
	-196	88

Рассмотрим для примера распределение α -мартенсита в пластических зонах под поверхностью ударного излома стали *AISI 304* после РКУП, полученного при температуре испытания $-196\text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 4.20).

Из приведенного рисунка видно, что в пределах сильнодеформированной микрзоны h_{yh} количество α -мартенсита от поверхности излома вглубь образца практически не изменяется, несмотря на монотонное уменьшение по глубине степени искаженности кристаллической структуры материала в данной зоне, оцененной по ширине рентгеновской дифракционной линии (рис. 4.21) [22]. При переходе в слабодеформированную макрзону h_y количество α -мартенсита резко уменьшается (рис. 4.20).

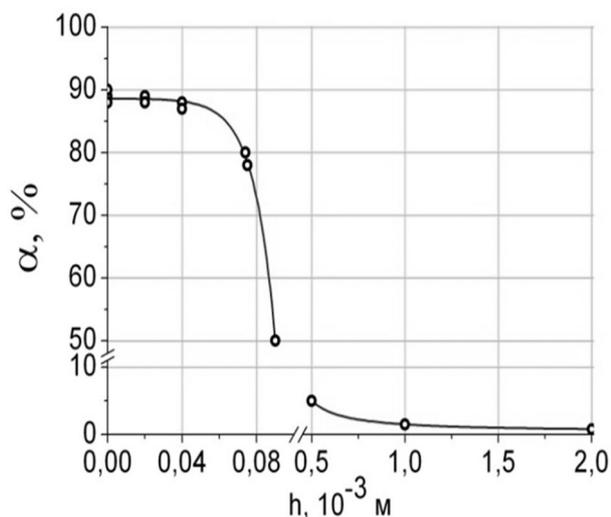


Рис. 4.20. Изменение количества α -мартенсита по глубине (h) ударного низкотемпературного излома стали *AISI 304* после РКУП

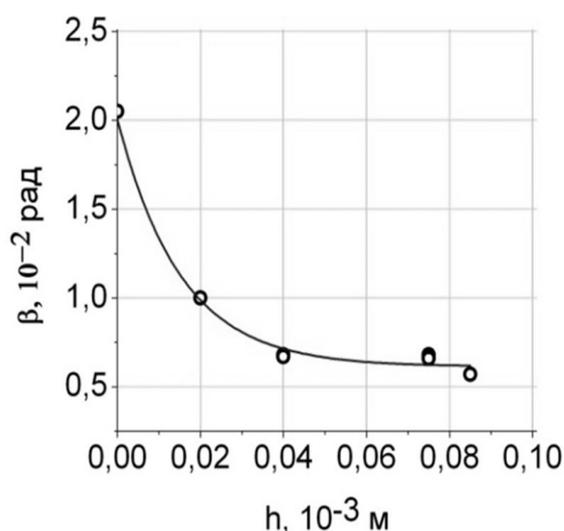


Рис. 4.21. Зависимость ширины дифракционной линии $(311) K_\alpha$ от толщины сравненного слоя металла с поверхности ударного низкотемпературного излома стали *AISI 304* после РКУП

Известно, что при вязком разрушении аустенитных сталей в условиях плоского напряженного состояния (ПН) в пластических зонах у вершины распространяющейся трещины протекают два конкурирующих процесса, противоположным образом влияющих на мартенситные $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения [15, 20]: пластическая деформация, благоприятствующая превращениям, и локальный разогрев материала, препятствующий данным превращениям. Эти два процесса (деформация и локальный разогрев) и определяют, в конечном счете, распределение α -мартенсита в пределах

сильнодеформированной микрзоны h_{yh} , (см. рис. 4.20). Небольшое количество α -мартенсита в слабодеформированной макрзоне h_y обусловлено, по-видимому, низкой степенью искаженности кристаллической структуры материала в данной зоне. Не следует исключать и вероятность того, что в устье распространяющейся трещины количество α -мартенсита первоначально было меньше того количества, которое определено на поверхности изломов, полученных как при комнатной, так и при низкой температуре. Охлаждение изломов, уже после разрушения образцов до температуры испытания, могло привести к образованию вблизи поверхности дополнительного количества α -мартенсита.

Следует также иметь в виду, что сильный локальный разогрев стали у вершины распространяющейся трещины может, в принципе, привести к процессам рекристаллизации, а, следовательно, к росту зерен в устье трещины или, по крайней мере, учитывая высокую скорость разрушения образцов при ударном нагружении, на поверхности излома.

4.2. Влияние наноструктурирования на трещиностойкость материалов

В последнее время наблюдается повышенный интерес к вопросам трещиностойкости наноструктурных материалов. Однако при сравнении экспериментальных значений трещиностойкости материалов, полученных в условиях плоской деформации (ПД) или плоского напряженного состояния (ПН), часто отсутствует корректная оценка локального напряженного состояния материала у вершины трещины. Этот недостаток связан с необходимостью учета размерного эффекта в механике разрушения [23, 24] и ограниченными размерами образцов. Многие образцы не выполняют минимальные требования к размеру или же не обладают минимальным пределом текучести, что позволило бы применить линейную упругопластическую механику разрушения.

Известно, что наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материале дает анализ пластических зон у вершины распространяющейся трещины. К сожалению, такие параметры, как количество и глубина пластических зон под поверхностью изломов, редко используются для оценки локальным напряженным состоянием материала в процессе испытания его на статическую трещиностойкость.

Прямые измерения показали неоднозначное влияние ИПД на статическую трещиностойкость (K_{IC}) наноструктурных материалов. Так в работе [25] показано, что после РКУП, вязкость разрушения K_{IC} технически чистого Ti снизилась с 103,1 до 70,4 МПа м^{1/2} при 20 °С и с 105,9 до 75,3 МПа м^{1/2} при 250 °С. С другой стороны, [14] отмечает повышение трещиностойкости нанокристаллического Ni по сравнению с обычным Ni (с 51,7 до 82,7 МПа м^{1/2}). В работе [26] показано, что последующий после ИПДК отжиг армко-Fe и Ni не привел к значительному снижению значения K_{IC} (табл. 4.9).

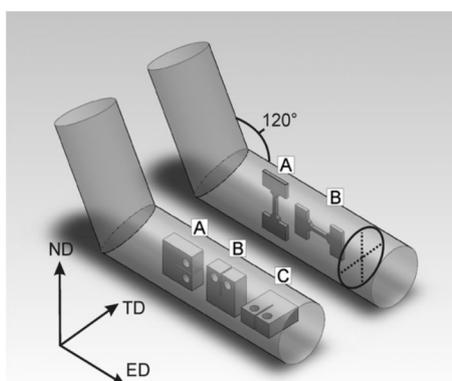
Таблица 4.9

Значения предела прочности (σ_B) и статической трещиностойкости (K_{IC}) армко-Fe и Ni после ИПДК и последующего отжига [26]

	σ_B , МПа	K_{IC} , МПа√м
Fe – ИПДК	1500	52,6
Fe – 300 нм	>1200	48,6
Ni – ИПДК	–	89,0
Ni – 300 нм	1400	74,4

Hohenwarter [27] и Wetscher [28] с сотрудниками показали ярко выраженную зависимость локального напряженного состояния и статической трещиностойкости технически чистого Fe, Ni и стали с перлитной структурой от плоскости распространения трещины в текстурированных наноструктурных материалах (рис. 4.22).

При оценке трещиностойкости наноструктурных материалов важно, помимо размера зерна, корректно оценить локальное напряженное состояние материала у вершины трещины, направление распространения трещины в текстурированном материале, а также ряд других факторов, влияющих на результаты испытания.



Ориентация (МПа√м)	R_{max} / P_Q	K_Q (МПа√м)	K_{IC}
A	1	21,6	21,6
	1	26,3	26,3
	1	20,5	20,5
B	1,86	50,2	-
	1,39	59,1	-
	1,23	75,4	-
C	1,51	48,5	-
	1,52	46,7	-

Рис. 4.22. Влияние ориентации образцов на статическую трещиностойкость технически чистого железа [27]

4.2.1. Статическая трещиностойкость наноструктурного алюминиевого сплава АК4-1. Испытание алюминиевого сплава АК4-1 на статическую трещиностойкость проводили при температуре жидкого азота ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) [29]. В табл. 4.10 представлены механические свойства сплава АК4-1, определенные при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для оценки статической трещиностойкости сплава использовали образцы на внецентренное растяжение, толщиной 12,0 и 12,5 мм, вырезанные нормально к оси заготовки (рис. 4.23). Испытания проводили согласно ГОСТ 25.506-85[24].

Таблица 4.10

Механические свойства алюминиевого сплава АК4-1 при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$

Состояние	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
После РКУП	533	489	7
T6 (закалка + старение)	503	399	13



Рис. 4.23. Образец из алюминиевого сплава АК4-1 для испытания на статическую трещиностойкость

Значения статической трещиностойкости сплава АК4-1 представлены в табл. 4.11. Видно, что трещиностойкость сплава как после РКУП, так и после стандартной обработки T6 (закалка + старение) практически не отличаются друг от друга, хотя в первом

случае она несколько ниже. Анализ критериев реализации условий плоской деформации (ПД) в образцах при испытании их на статическую трещиностойкость показал (табл. 4.11), что, независимо от состояния сплава, все критерии удовлетворяют условию ПД [15, 23, 24].

Таблица 4.11

Толщина образцов, статическая трещиностойкость и критерии реализации условий ПД в образцах из сплава АК4-1 [29]

Состояние	t , мм	K_{1C} , МПа $\sqrt{м}$	$t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$	δ , %	P_{max}/P_Q
После РКУП	12,0	24	5,0	0,80	1,0
		26	4,4	1,08	1,0
Т6	12,5	26	4,3	0,80	1,0
		29	3,6	0,80	1,0

Все изломы образцов из сплава АК4-1, испытанных на статическую трещиностойкость, ровные, светлые, матовые; имеют небольшую шероховатость; утяжка и губы среза практически отсутствуют. Это свидетельствует о том, что разрушение сплава произошло в условиях близких к плоской деформации (ПД).

Микрофрактографический анализ показал (рис. 4.24, *а-в*), что на поверхности изломов сплава АК4-1 после РКУП, в области страгивания статической трещины зона вытяжки Θ отсутствует. Микрорельеф усталостного разрушения сразу переходит в микрорельеф статического разрушения. Микрорельеф статического разрушения сплава смешанный (рис. 4.24, *г*). На дне многих ямок расположены частицы упрочняющих фаз (Al_2Cu , Al_9FeNi и т.д.) округлой формы и размером от 1 до 10 мкм [18, 19].

При разрушении образцов из сплава АК4-1 в состоянии Т6, также, как и в предыдущем случае, в области страгивания статической трещины какая-либо зона вытяжки Θ отсутствует (рис. 4.25, *а, б*). В центральной части излома микрорельеф смешанный (рис. 4.25, *в, г*). Частиц второй фазы меньше, чем в случае разрушения сплава после РКУП. В местах отсутствия частиц видны округлые ямки.

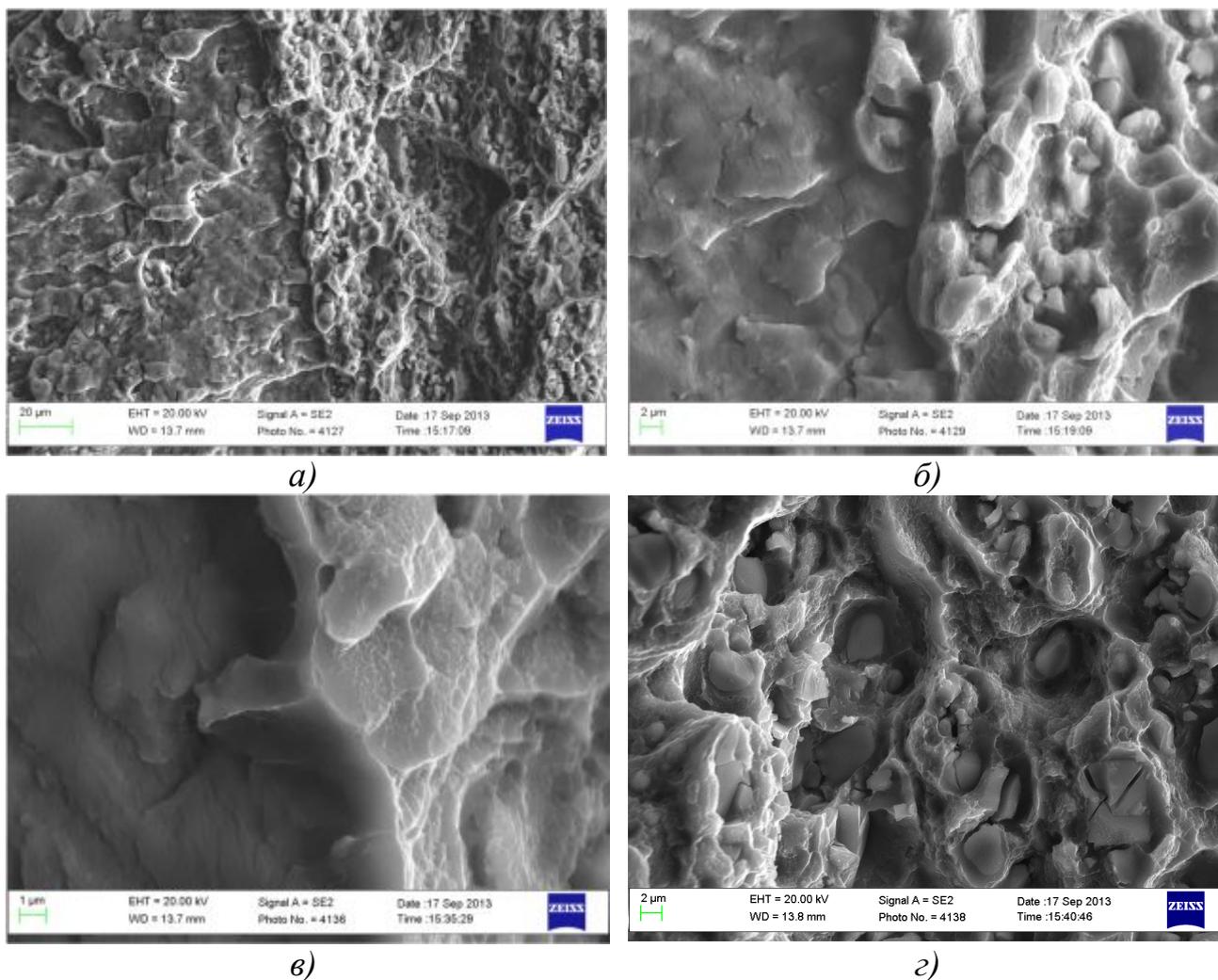
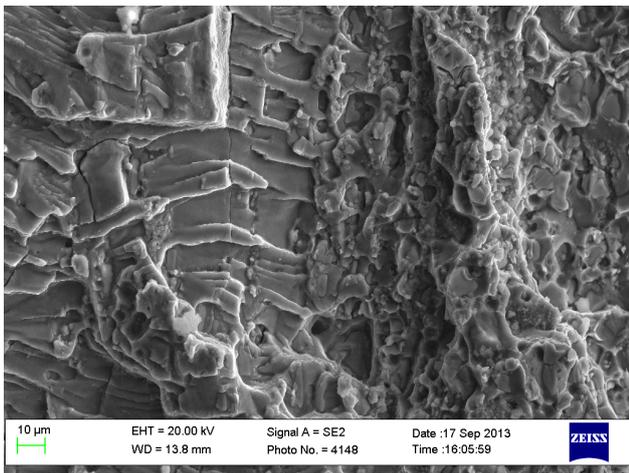


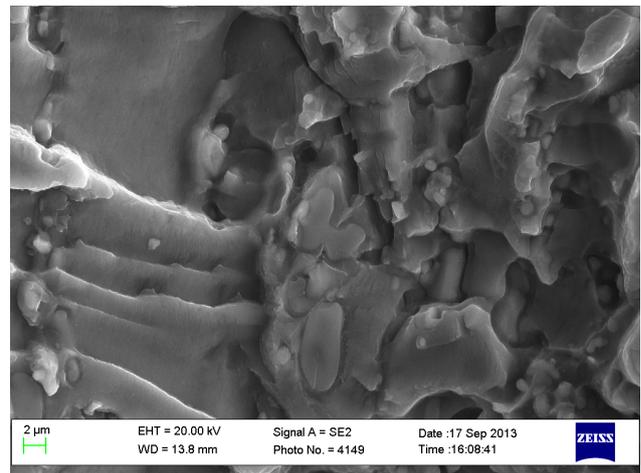
Рис. 4.24. Микрорельеф поверхности излома сплава АК4-1 после РКУП (РЭМ):
а, б, в – область страгивания трещины; *г* – центральная часть излома;
а – $\times 500$; *б, г* – $\times 2000$; *в* – $\times 5000$

Таким образом, критерии механики разрушения, а также результаты макрофрактографического анализа (практически полное отсутствия в изломах утяжки и губ среза) свидетельствуют [15, 16], что статическое разрушение сплава АК4-1 после РКУП и в состоянии Т6 произошло в условиях плоской деформации. Однако результаты микрофрактографического анализа указывают на смешанный характер разрушения сплава, а, следовательно, на то, что у вершины трещины реализовывалось переходное состояние от ПД к ПН [15, 16].

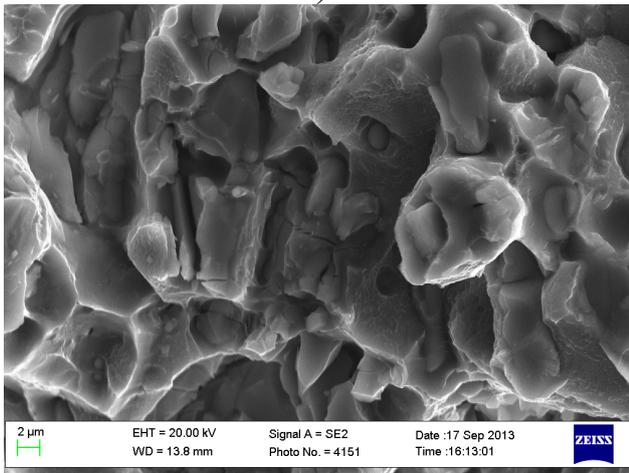
Для того чтобы более корректно определить локальное напряженное состояние материала у вершины трещины, были определены глубина пластических зон под поверхностью изломов и структурные изменения материала в данных зонах. Результаты таких исследований представлены в табл. 4.12.



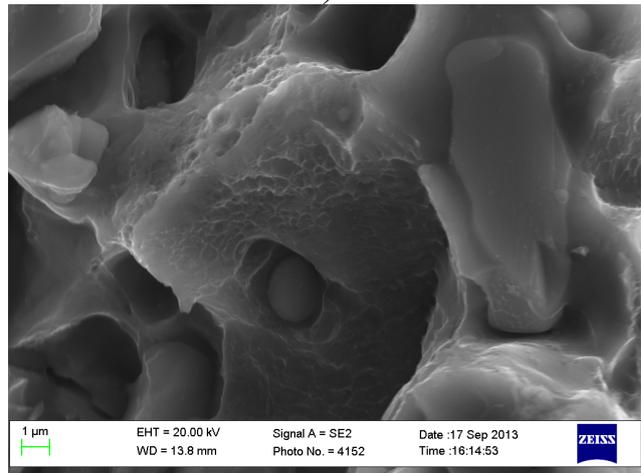
a)



б)



в)



г)

Рис. 4.25. Микрорельеф (РЭМ) поверхности излома сплава АК4-1 в состоянии Т6, полученного при температуре жидкого азота:

a, б – область страгивания трещины; *в, г* – центральная часть излома;
a – $\times 500$; *б, в* – $\times 2000$; *г* – $\times 5000$

Таблица 4.12

Глубина микро- (h_{yh}) и макрозоны (h_y) под поверхностью изломов, отношение h_{\max}/t , ширина (β) и физическое уширение ($\Delta\beta$) рентгеновской дифракционной линии (311) $K\alpha_1$, полученной при рентгенографировании поверхности статических изломов сплава АК4-1. β_0 – ширина линии эталона

Состояние сплава	$h_{yh}, 10^{-4} \text{ м}$	$h_y, 10^{-4} \text{ м}$	h_{\max}/t	$\beta, 10^{-3} \text{ рад.}$	$\beta_0, 10^{-3} \text{ рад.}$	$\Delta\beta, 10^{-3} \text{ рад.}$
После РКУП	1,4	4,5	$3,75 \cdot 10^{-2}$	10,57	6,70	8,18
Т6	1,8	5,0	$4,00 \cdot 10^{-2}$	10,64	4,35	9,74

Из приведенной таблицы видно, что под поверхностью изломов сплава АК4-1, как после РКУП, так и в состоянии Т6, рентгеновским методом обнаружены две пластические зоны: сильнодеформированная микрizona h_{yh} и слабодеформированная

макрозона h_y . Расчет показал, что отношения h_{\max}/t находятся на уровне 10^{-2} (табл. 4.13), т.е. соответствует переходной области от ПД к ПН [15, 22]. Об этом же свидетельствует и тот факт, что на кривой «ширина дифракционной линии – толщина стравленного слоя металла» нет четко выраженной границы слабдеформированной макрзоны [15,20].

Обобщая полученные результаты можно констатировать, что критерии механики разрушения, а также данные макрофрактографического анализа свидетельствуют о том, что статическое разрушение сплава произошло в условиях ПД. Однако результаты микрофрактографического и рентгеноструктурного анализов указывают на то, что у вершины трещины реализовывалось переходное состояние от ПД к ПН.

Чтобы решить это противоречие, обратимся к данным работы [15], где, в частности, показано, что для материалов с ГЦК решеткой критерий механики разрушения $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$ является недостаточно жестким. Согласно [15], для материалов с ГЦК решеткой условие ПД реализуется при условии: $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 10$. Это имеет место, например, при межзеренном хрупком разрушении [20].

Обращает на себя внимание тот факт, что значения ширины рентгеновской дифракционной линии (311) $K\alpha_1$, полученной при рентгенографировании поверхности статических изломов, практически равны между собой, как в случае сплава после РКУП, так и в состоянии Т6 (см. табл. 4.12). Это хорошо согласуется с данными микрофрактографического анализа, где видно сходство микрорельефов таких изломов (рис. 4.24, в и рис. 4.25, в). Однако физическое уширение рентгеновской дифракционной линии меньше в случае разрушения сплава после РКУП (табл. 4.12), что обусловлено большим искажением исходной кристаллической структуры сплава, полученной путем РКУП по сравнению со структурой после закалки + старения, т.е. в состоянии Т6. Об этом свидетельствуют значения ширины линии эталонов (табл. 4.12).

Чтобы понять за счет каких процессов, происходящих при пластической деформации сплава, происходит уширение рентгеновских дифракционных линий, полученных с поверхности изломов сплава как после РКУП, так и в состоянии Т6, воспользуемся методикой [30]. Для этого рассчитаем соотношения физического уширения дифракционных линий разного порядка отражения (линий

(111) $K\alpha_1$ и (222) $K\alpha_1$), полученных при рентгенографировании поверхности статических изломов. Затем сравним данные соотношения с соотношением tg и cos соответствующих углов (табл. 4.13).

Таблица 4.13

Соотношение физического уширения дифракционных линий (111) $K\alpha_1$ и (222) $K\alpha_1$, полученных при рентгенографировании поверхности статических изломов сплава АК4-1, также соотношения tg и cos соответствующих углов

Состояние	$\Delta\beta_1 / \Delta\beta_2$	$tg\theta_1 / tg\theta_2$	$cos \theta_2 / cos \theta_1$
После РКУП	0,42	0,31	0,62
Т6	0,43		

Из приведенной таблицы видно, что соотношения физического уширения дифракционных линий, как в случае сплава после РКУП, так и в состоянии Т6 практически равны между собой и по величине скорее ближе к соотношению tg соответствующих углов, чем к cos . Следовательно, можно предположить, что механизм пластической деформации сплава вблизи поверхности изломов, в обоих состояниях практически одинаковый и связан, в основном, с микроискажением кристаллической решетки, а не с дроблением субзерен.

Таким образом, можно заключить, что статическая трещиностойкость (K_{1C}) сплава АК4-1 после РКУП по сравнению со стандартной обработкой Т6 (закалка + старение) снижается незначительно (с $27,5 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ – в состоянии Т6 до $25 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ – после РКУП). Причем, согласно критерию h_{max}/t , разрушение сплава АК4-1 после РКУП и в состоянии Т6, произошло в переходной области от ПД к ПН, хотя критерии механики разрушения указывают, что разрушение произошло в условиях ПД.

Микрорельеф статических изломов сплава АК4-1 после РКУП и в состоянии Т6 – схожий и свидетельствует о смешанном механизме разрушения. О схожести механизмов разрушения свидетельствуют также одинаковое значение ширины рентгеновской дифракционной линии и соотношение физического уширения дифракционных линий разного порядка отражения, полученных при рентгенографировании поверхности изломов. Однако абсолютное значение физического уширения дифракционной линии меньше в случае разрушения сплава после РКУП, что обусловлено, по-видимому, большим искажением кристаллической структуры сплавов процессе РКУП по сравнению со структурой в состоянии Т6 (после закалки + старения). При этом

механизм пластической деформации сплава вблизи поверхности изломов в обоих состояниях практически одинаковый и связан, в основном, с микроискажением кристаллической решетки, а не с дроблением субзерен.

4.2.2. Трещиностойкость наноструктурных углеродистой 10 и аустанитной сталей AISI 321. Результаты фрактографического анализа изломов из стали 10 после РКУП при 200 °С показали отсутствие утяжки, губ среза и волокнистой составляющей на поверхности изломов. Кроме того, рентгеновским методом под поверхностью изломов обнаружена одна пластическая зона (табл. 4.14), а отношение $h_{\max}/t < 10^{-2}$. Все это свидетельствуют о том, что разрушение образцов из стали 10 после РКУП при 200 °С, проведенное при температурах -196, -70 и 20 °С произошло в условиях плоской деформации (ПД). Был проведен расчет трещиностойкости стали 10 в условиях плоской деформации (K_{1C}) в исходном состоянии и после РКУП при 200 °С по глубине пластических зон под поверхностью изломов [15, 22] и сравнен со значением K_{1C} стали в исходном состоянии [23]. Расчет показал (табл. 4.15), что K_{1C} стали 10 после РКУП при 200 °С практически не уменьшается по сравнению с исходным состоянием.

Таблица 4.14

Глубина пластической зоны (h_y) под поверхностью изломов стали 10 после РКУП при 200 °С и отношение h_{\max}/t

Температура, °С	-196	-70	20
h_y , мкм	30	30	50
h_{\max}/t	$3,0 \cdot 10^{-3}$	$3,0 \cdot 10^{-3}$	$5,0 \cdot 10^{-3}$

Таблица 4.15

Трещиностойкость (K_{1C}) стали 10 в исходном состоянии [23] и после РКУП при 200 °С

Состояние	K_{1C} , МПа $\sqrt{м}$
Исходное состояние	28,0
После РКУП	31,0

Исследование изломов стали AISI 321 выявили вязкий характер разрушения стали и наличие под поверхностью изломов две пластические зоны: сильнодеформированную микрону h_{yh} и слабодеформированную макрону h_y . При этом отношение $h_{\max}/t > 10^{-1}$. Все это свидетельствуют о том, что разрушение стали AISI 321 как в исходном состоянии, так и после РКУП произошло в условиях плоского напряженного состояния (ПН). Для данной стали также был проведен расчет трещиностойкости стали AISI 321 в условиях

плоского напряженного состояния (K_C) [15, 22] в исходном состоянии и после РКУП. Результаты расчета представлены в табл. 4.16.

Таблица 4.16

Состояние	K_C , МПа $\sqrt{м}$
Исходное состояние	99,8
После РКУП	106,4

Из приведенной таблицы видно, что, трещиностойкость наноструктурированной аустенитной стали *AISI 321* в условиях ПН (K_C), определенная по глубине пластической зоны под поверхностью изломов, по сравнению с исходным состоянием не только не уменьшается, но даже несколько возрастает.

4.3. Прочность и механизм разрушения наноструктурных металлических материалов при циклическом нагружении

Сопротивление материалов усталостному разрушению является важнейшей характеристикой конструктивной прочности материалов. Поэтому изучению усталостной прочности и механизма усталостного разрушения УМЗ и НС материалов посвящено большое количество работ (например, [31–45]). Наличие связи предела усталости с пределом прочности в материалах с УМЗ структурой [31–35] (рис. 4.26), предполагает повышение усталостной прочности таких материалов по сравнению с крупнозернистым состоянием.

Современное представление об усталости УМЗ и НС материалов основано на том, что для углеродистых сталей, титана, титановых и алюминиевых сплавов, сплавов меди и ряда других материалов показано [31–41], что в процессе ИПД, повышается предел усталости материалов, но снижается или незначительно повышается усталостная прочность в области малоциклового усталости. Эстрин и Виноградов [38, 42] показали, что УМЗ материалы, как правило, имеют более низкие пороговые значения коэффициентов ΔK и более высокую скорость распространения трещины в стационарном режиме по сравнению с крупнозернистыми материалами. Низкую прочность УМЗ материалов в области малоциклового усталости авторы [39] связывают с меньшей извилистостью распространяющейся трещины, приводящей к снижению шероховатости поверхности изломов и с относительно развитой циклической пластической деформацией,

которая образуется у вершины трещины [44]. Однако некоторое исключение из этих выводов было получено при усталостном испытании магниевых сплавов УМЗ AZ31 [43]. Было показано, что различие в траектории трещины связано с размером зерна. Так наблюдается переход от интеркристаллитного распространения трещины в случае размера зерна меньшим 1 мкм, к транскристаллитному распространения трещины в случае размера зерна большего 1 мкм.

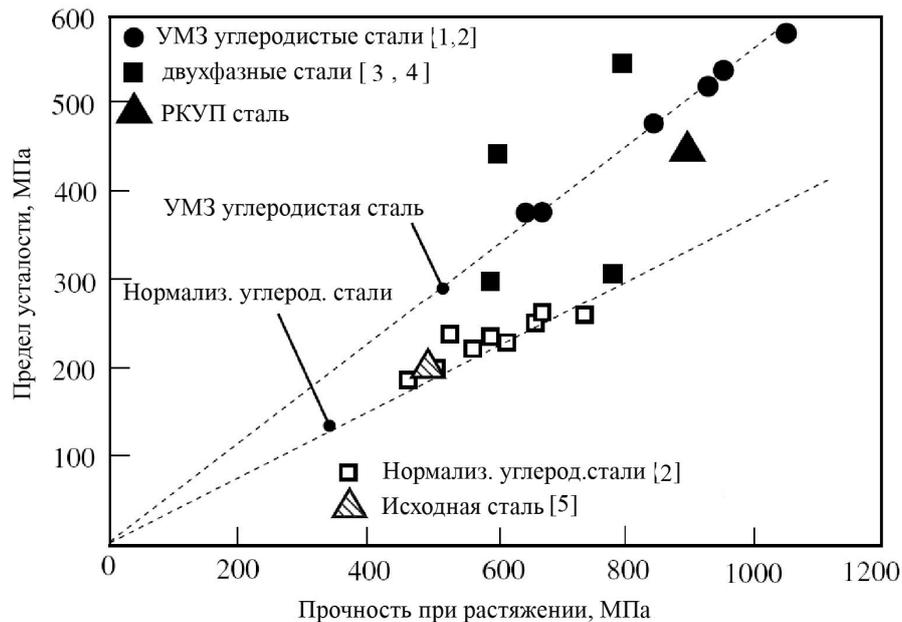


Рис. 4.26. Связь предела усталости сталей с пределом прочности на растяжение: 1 – [46], 2 – [47], 3 – [48], 4 – [49], 5 – [50].

Рассматривая усталостное поведение легких сплавов с УМЗ структурой, помимо размера зерна, Эстрин и Виноградов [39] выделяют несколько факторов, влияющих на усталостную прочность в области мало- и многоциклового усталости: текстура, остаточные макронапряжения, химический состав. На основании сделанного анализа авторы считают [39], что роль ИПД не должна быть переоценена, как это иногда случается в литературе по УМЗ материалам. Повышение усталостных свойств, которые были достигнуты в конкретных сплавах после ИПД обработки, вполне могут быть достигнуты для сплавов с различным химическим составом более экономичным способом, используя обычную термомеханическую обработку. Другие исследователи [40, 41], считают ИПД весьма перспективным методом повышения усталостной прочности материалов.

Низкая пластичность УМЗ материалов неблагоприятно сказывается не только на сопротивлении малоциклового усталости, но и на обрабатываемости материалов. Это сильно ограничивает их практическое применение. Поэтому были проведены исследования по разработке оптимальных условий ИПД, повышающих пластичность материала [41]. Так было установлено, что перспективным методом для повышения прочности материалов при сохранении хорошей пластичности [45] является сочетание закалки алюминиевых сплавов с РКУП и последующим старением. Самым радикальным методом повышения комплекса механических свойств УМЗ материалов, по-видимому, является, предложенный Валиевым [1, 2] метод зернограничного дизайна объемных металлических наноматериалов.

В настоящем разделе рассмотрено влияние наноструктурирования на усталостную прочность и механизм разрушения металлических материалов на примере титана Grade 4 и алюминиевого сплава АК4-1.

4.3.1. Кинетика и механизм усталостного разрушения наноструктурного титана Grade 4. Усталостное испытание цилиндрических образцов из титана Grade 4 показали (рис. 4.27), что наноструктурирование приводит к повышению предела усталости титана с 350 МПа до 590 МПа. Однако в области малоциклового усталости повышение усталостной прочности наноструктурированного титана менее значительное (см. рис. 4.26).

Для того чтобы понять, за счет чего происходит повышение усталостной прочности титана, рассмотрим кинетику усталостного разрушения титана Grade 4. На рис. 4.28 представлена зависимость длины усталостной трещины от числа циклов нагружения; на рис. 4.29 – кинетические диаграммы усталостного разрушения титана Grade 4 в исходном состоянии и после РКУП-конформ.

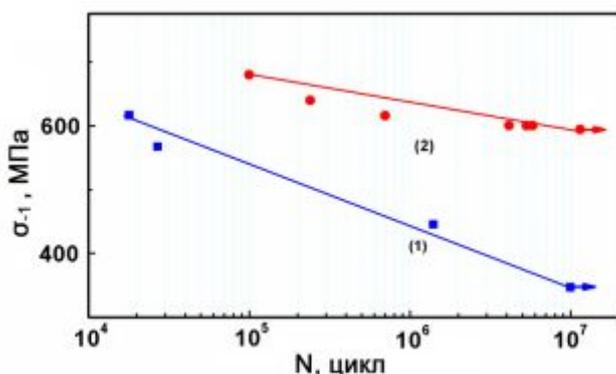


Рис. 4.27. Кривые усталости титана Grade 4: 1 – в исходном состоянии; 2 – после РКУП-конформ [4]

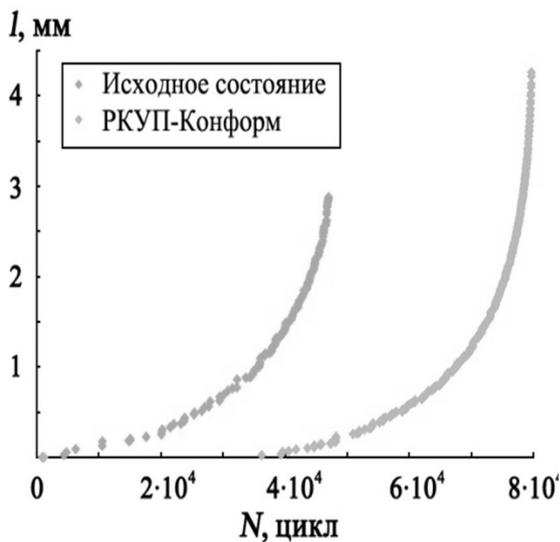


Рис. 4.28. Зависимость длины усталостной трещины от числа циклов нагружения для титана Grade 4 в исходном состоянии (левый график) и после РКУП-конформ (правый график)

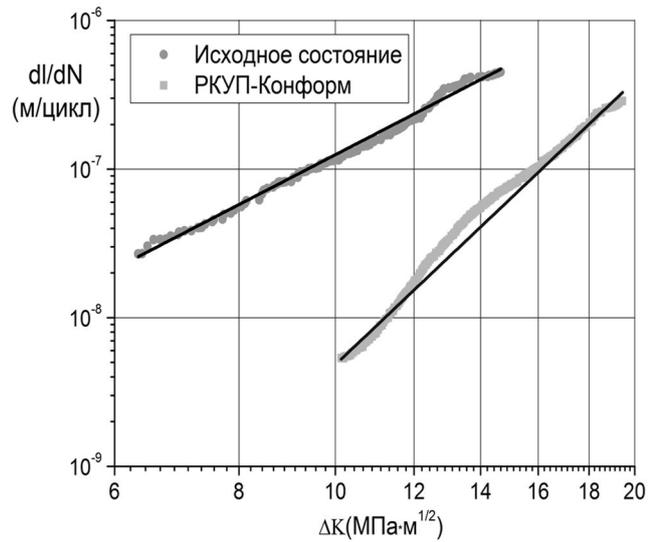


Рис. 4.29. Прямолинейные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения титана Grade 4 в исходном состоянии (верхний график) и после РКУП-конформ (нижний график)

Из рис. 4.28 видно, что РКУП-конформ приводит к увеличению количества циклов нагружения до появления усталостной трещины, что связано, вероятно, с более высокой прочностью материала после пластической обработки. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения исследуемого материала после РКУП-конформ, как видно из рис. 4.29, расположена ниже диаграммы усталостного разрушения материала в исходном состоянии. Из этого следует, что при одном и том же значении размаха коэффициента интенсивности напряжения (ΔK) скорость распространения усталостной трещины в титане после РКУП-конформ ниже, чем в исходном состоянии.

Представленные на рис. 4.28 диаграммы хорошо описываются уравнением Пэриса для случая исходного состояния титана:

$$\frac{dl}{dN} = 4.31 \cdot 10^{-11} \Delta K^{3.5}$$

И после РКУП-конформ:

$$\frac{dl}{dN} = 2.19 \cdot 10^{-15} \Delta K^{6.3}$$

Из приведенных уравнений видно, что в случае титана в исходном состоянии показатель n в уравнении Пэриса равен 3,5, а в

случае РКУП-конформ, он в два раза выше и равен 6,3. Последнее свидетельствует [15, 52–54] о том, что титан Grade 4 после РКУП-конформ обладает повышенной чувствительностью к перегрузкам по сравнению с исходным состоянием. Иными словами, кратковременные перегрузки (увеличение ΔK) в титане после РКУП-конформ вызовут большее увеличение скорости распространения усталостной трещины, чем в титане в исходном состоянии, что неблагоприятно с позиции конструктивной прочности материала [15, 16, 55].

На рис. 4.30, *а* представлен характерный вид усталостных изломов титана Grade 4 в исходном состоянии и после РКУП-конформ, а также очаг разрушения. На поверхности изломов хорошо видны две характерные макрзоны [15, 16]: зона усталостного развития трещины l_f , имеющая небольшую шероховатость и зона долома (рис. 4.30, *а*). В очаге разрушения видны ступени (рис. 4.30 *б, в*), свидетельствующие об образовании нескольких очагов зарождения трещин на разных кристаллографических плоскостях и последующем их объединении [15, 16, 55].

Поверхность изломов в усталостной зоне l_f титана Grade 4 после РКУП-конформ отличается мелким микрорельефом и состоит преимущественно из сравнительно гладких фрагментов и язычков отрыва (рис. 4.31, *а, б*), напоминающих квазискол. Четкие усталостные бороздки не видны даже при большом увеличении (рис. 4.31, *в*). В зоне долома видны гладкие ямки и вторичные трещины (рис. 4.31, *г*).

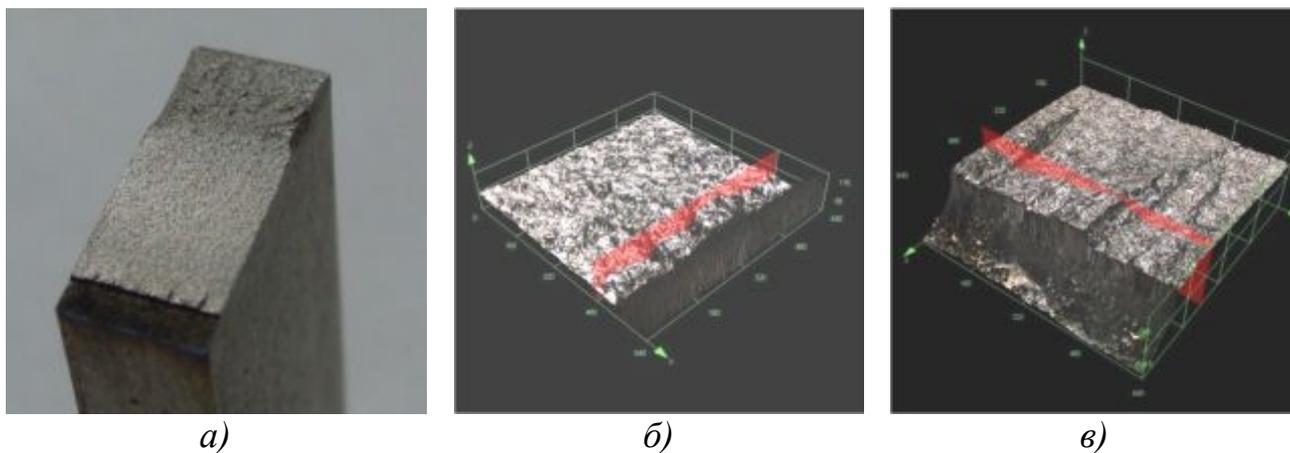


Рис. 4.30. Общий вид (*а*) усталостных изломов образца из титана Grade 4 и очаг усталостного разрушения в 3D формате (ЛКСМ) образца из титана в состоянии: *б* – исходном; *в* – после РКУП-конформ

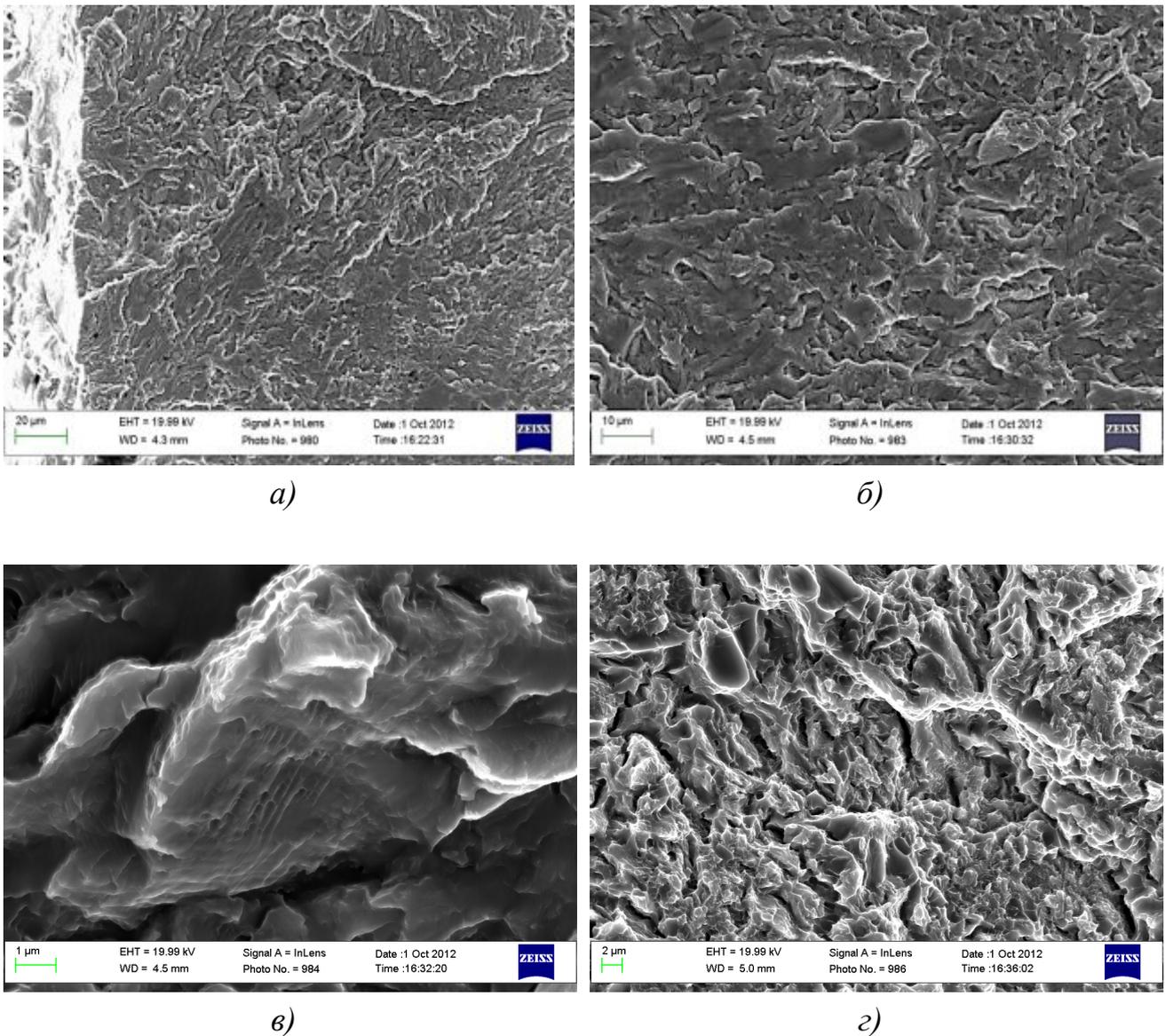


Рис. 4.35. Микрорельеф (РЭМ) усталостных изломов титана Grade 4 после РКУП-конформ:

a – в очаге разрушения; *б, в* – в средней части усталостной зоне *l_f*; *г* – в зоне долома;
a – $\times 500$; *б* – $\times 1000$; *в* – $\times 8000$; *г* – $\times 2000$

Усталостное разрушение титана Grade 4 в исходном состоянии сопровождается расслоением по кристаллографическим плоскостям в сочетании с участками ямочного микрорельефа вблизи очага разрушения (см. рис. 4.32, *a, б*). На гладких плоскостях в центральной части изломов видны усталостные бороздки и вторичные трещины (см. рис. 4.32, *б, в*). Разрушение титана в зоне долома произошло путем расслоения по кристаллографическим плоскостям (см. рис. 4.32, *г*).

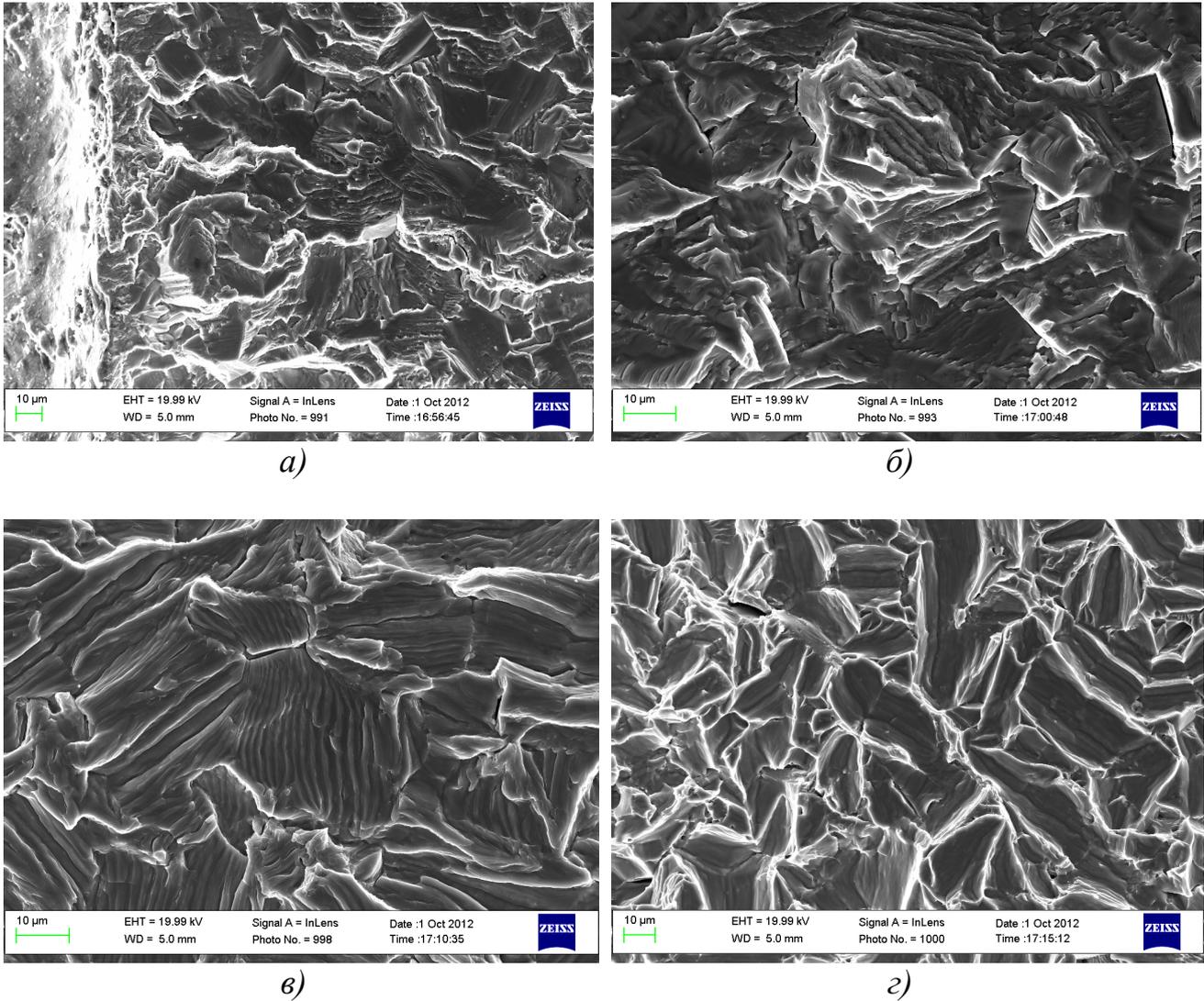


Рис. 4.32. Микрорельеф (РЭМ) усталостных изломов титана Grade 4 в исходном состоянии:

a – в очаге разрушения; *б* – в средней части усталостной зоне l_f ;
в – вблизи зоны долома; *г* – в зоне долома;
a – $\times 500$; *б, в* – $\times 1000$; *г* – $\times 600$

Таким образом, РКУП-конформ, формируя субмикроструктурную структуру, приводит к повышению предела усталости титана Grade 4 за счет увеличения долговечности титана на стадии зарождения трещины и более низкой скорости распространения усталостной трещины по сравнению с исходным состоянием. Однако коэффициент n в уравнении Пэриса для титана Grade 4 после РКУП-конформ практически в 2 раза больше, чем для титана в исходном состоянии, что свидетельствует о повышенной чувствительности материала к перегрузкам (резким увеличением ΔK)

в процессе эксплуатации. Доминирующий механизм усталостного разрушения титана в исходном состоянии – расслоение по кристаллографическим плоскостям, а после РКУП-конформ – образование сравнительно гладких фрагментов и язычков отрыва.

4.3.2. Кинетика и механизм усталостного разрушения наноструктурного алюминиевого сплава АК4-1. Испытывали на усталость цилиндрических образцов из алюминиевого сплава АК4-1 в состоянии Т6 (закалка + старение) и после РКУП показали (рис. 4.33), что после РКУП предел усталости сплава (σ_{-1}) повысился с 222 МПа до 257 МПа [6].

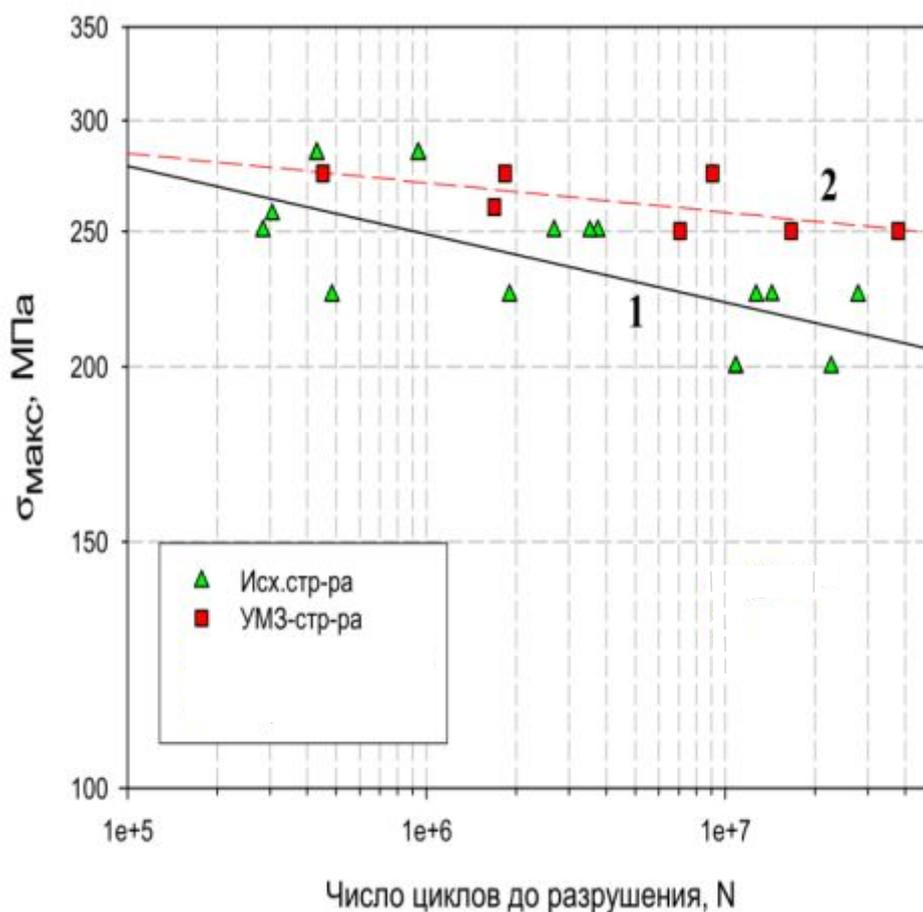


Рис. 4.33. Кривые усталости алюминиевого сплава АК4-1:
1 – в исходном состоянии, 2 – после РКУП [6]

Для построения кинетических диаграмм усталостного разрушения сплава АК4-1 в состоянии Т6 (закалка + старение) и после РКУП, образцы на внецентренное растяжение испытывали при двух режимах: $P_{\max} = 2000$ Н, $P_{\max} = 2500$ Н. Результаты усталостных испытаний представлены в табл. 4.17 и на рис. 4.34.

Таблица 4.17

Общая долговечность образцов ($N_{\text{общ}}$), относительное количество циклов нагружения до зарождения макротрещины ($N_3/N_{\text{общ}}$) и относительная длина зоны стабильного роста трещины на поверхности усталостных изломов (l_s/l_f) сплава АК4-1

Состояние	После РКУП		Т6 (закалка + старение)	
	2000	2500	2000	2500
P_{max} , Н	2000	2500	2000	2500
$N_{\text{общ}}$, цикл	$6,00 \cdot 10^4$	$4,03 \cdot 10^4$	$1,52 \cdot 10^5$	$4,82 \cdot 10^4$
$N_3/N_{\text{общ}}$, %	13,7	14,0	9,5	7,9
l_s/l_f	0,56	0,30	0,70	0,43

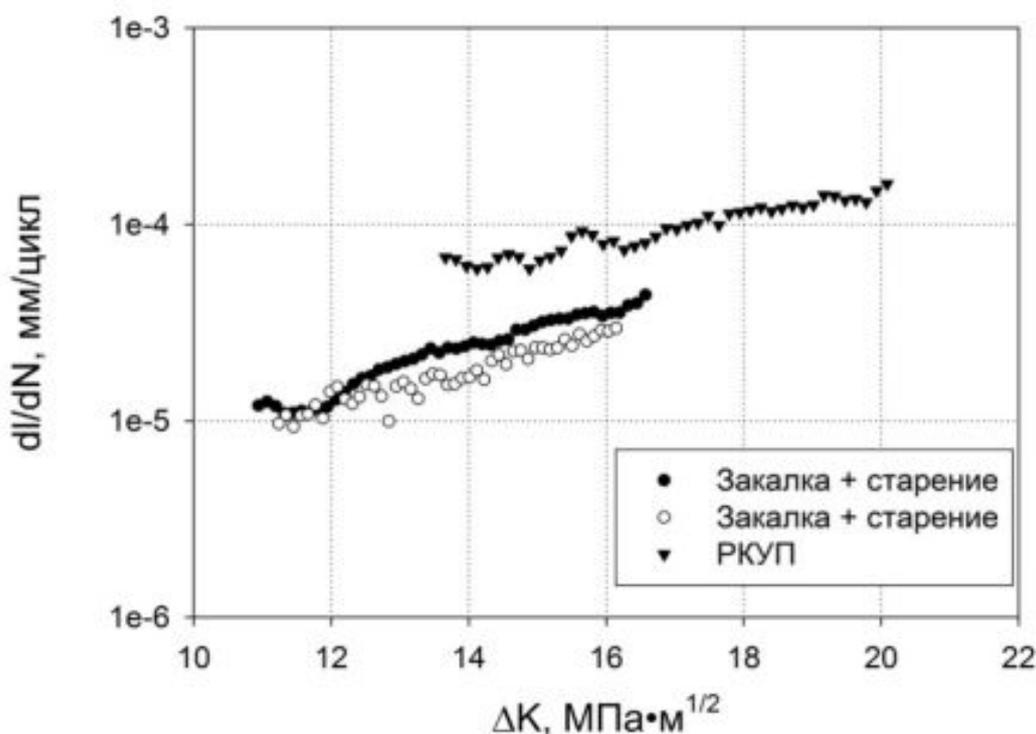


Рис. 4.34. Прямолинейный участок кинетических кривых усталостного разрушения сплава АК4-1 после РКУП и в состоянии после Т6. $P_{\text{max}} = 2000$ Н

Из табл. 4.17 видно, что долговечность образцов из сплава в состоянии Т6 в области малоциклового усталости выше, чем после РКУП. Однако относительное количество циклов нагружения до зарождения усталостной трещины больше в сплаве после РКУП. Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения (см. рис. 4.34) показал, что при одном и том же значении коэффициента интенсивности напряжения ΔK скорость распространения усталостной трещины в сплаве АК4-1 после РКУП выше, чем в состоянии Т6. Это неблагоприятно для конструктивной прочности материала. Однако, анализ уравнений Пэриса,

описывающих прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения сплава АК4-1 после РКУП

$$\frac{dl}{dN} = 5,0 \cdot 10^{-7} \Delta K^{2,5}$$

и в состоянии Т6

$$\frac{dl}{dN} = 6,0 \cdot 10^{-9} \Delta K^{3,3}$$

показал, что более низкое значение коэффициента n в уравнении Пэриса для сплава в УМЗ состоянии свидетельствует о меньшей чувствительности такого сплава к перегрузкам в процессе усталостного нагружения [15, 16, 55], что благоприятно для конструктивной прочности материала.

На поверхности всех усталостных изломов сплава АК4-1 можно выделить характерные усталостные зоны: зону стабильного роста трещины l_s , зону ускоренного развития l_r и зону долома [15, 16]. Но границу между зонами l_s и l_r не всегда можно выявить достаточно точно. Относительная длина зоны стабильного роста трещины l_s/l_f (где $l_f = l_s + l_r$ – зона усталостного развития трещины) больше для сплава в состоянии Т6, чем после РКУП (табл. 4.17), что хорошо коррелирует с более высокой долговечностью сплава в состоянии Т6.

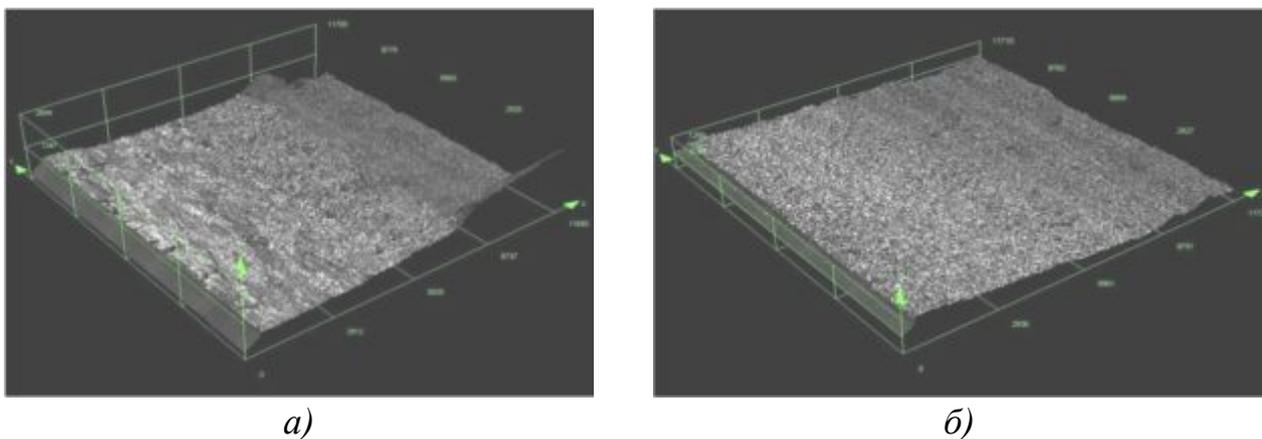


Рис. 4.35. Усталостный излом в 3D формате (ЛКСМ) образцов из сплава АК4-1: а – после РКУП; б – в состоянии Т6 ($P_{\max}=2000$ Н)

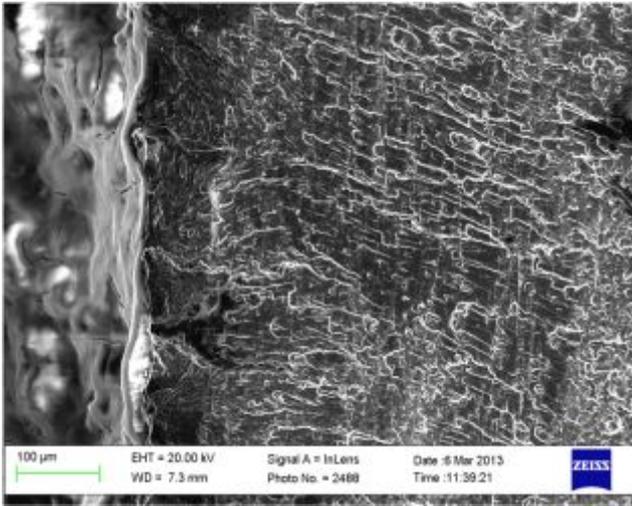
В изломах сплава АК4-1 после РКУП, зона l_s – светлая, блестящая. В очаге разрушения видны ступени, свидетельствующие о зарождении нескольких усталостных трещин на разном уровне и

последующем их соединении (рис. 4.35, *a*). Зона l_r – более шероховатая, светлая. Зона долома матовая, волокнистая. Усталостные зоны сплава в состоянии Т6 отличаются меньшей шероховатостью (рис. 4.35, *б*). Зона l_s – светлая, матовая; зона l_r – темная и более шероховатая; зона долома матовая, волокнистая.

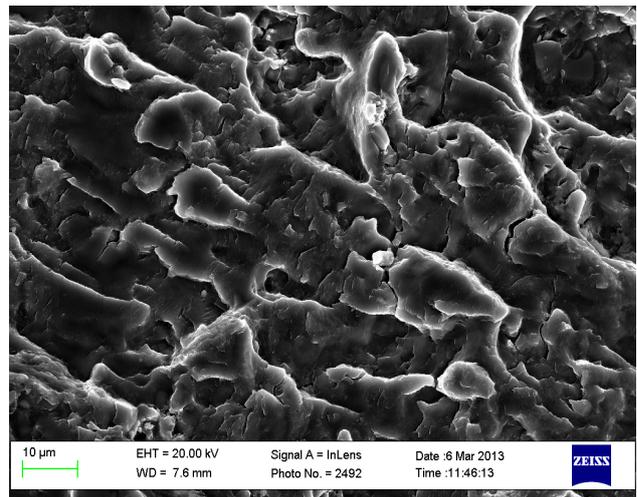
Микрофрактографическое строение усталостных изломов образцов из сплава АК4-1 после РКУП и в состоянии Т6 рассмотрим на примере изломов, полученных при $P_{\max} = 2000$ Н.

В образцах из сплава АК4-1 после РКУП более темная область очага разрушения (рис. 4.36, *a*), свидетельствует об иной ориентации поверхности излома на первых 60–80 μm . При небольшом увеличении микрорельеф данной области напоминает ямки отрыва, однако при большем увеличении видно, что микрорельеф состоит из сравнительно гладких, вязких и нерегулярных фрагментов. При переходе в зону стабильного роста трещины l_s фрагментарный микрорельеф излома сохраняется, однако становится более регулярным; появляются вторичные трещины (рис. 4.36, *б*). При большом увеличении видно, что поверхность таких фрагментов малорельефная (рис. 4.36, *в*). В конце зоны l_s появляются участки с ямочным микрорельефом. При переходе в зону ускоренного развития трещины l_r вязкие бороздки чередуются с областями ямочного микрорельефа (рис. 4.36, *г*); внутри ямок видны включения и вторичные трещины (рис. 4.36, *д*). Долом образца произошел вязко с образованием ямочного микрорельефа (рис. 4.36, *е*). В глубине ямок видны округлые или хрупко разрушенные вторичные фазы.

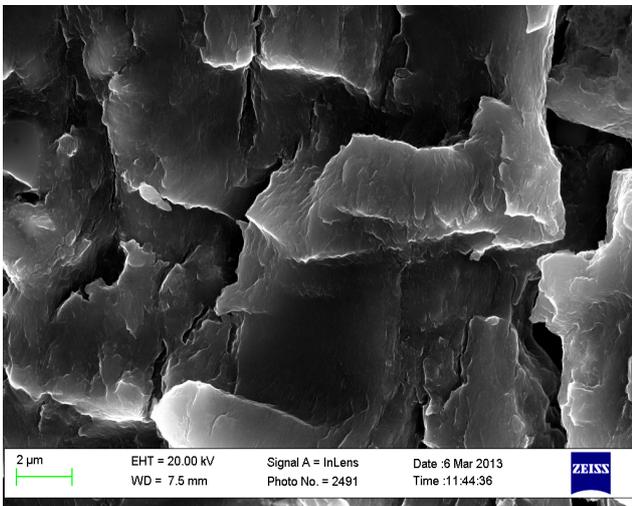
В образцах из сплава АК4-1 в состоянии Т6 (закалка + старение) микрорельеф зоны стабильного роста трещины l_s (рис. 4.37, *a*, *б*) можно характеризовать как циклический скол с язычками, ступеньками в виде ручьистого узора, ориентированных, по-видимому, по кристаллографическим плоскостям и участками чешуйчатого микрорельефа. При большом увеличении на фасетках можно рассмотреть микробороздки (рис. 4.37, *в*). При переходе в зону ускоренного развития трещины l_r появляются области ямочного микрорельефа (рис. 4.37, *г*, *д*). В зоне долома микрорельеф ямочный (рис. 4.37, *е*).



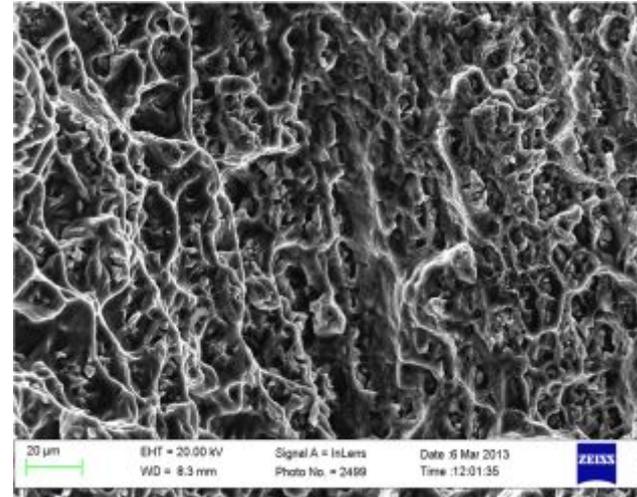
a)



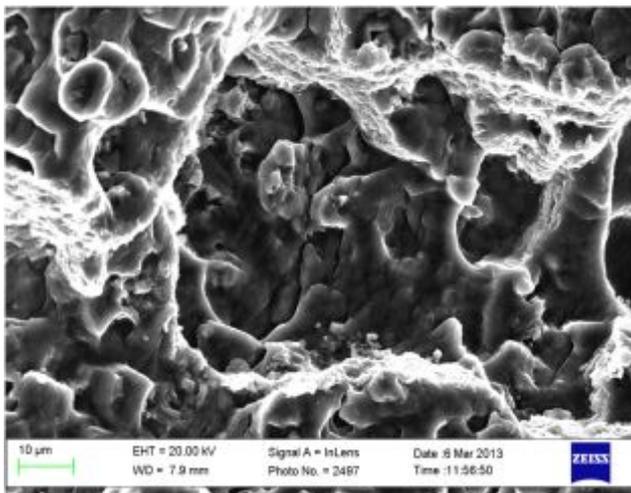
б)



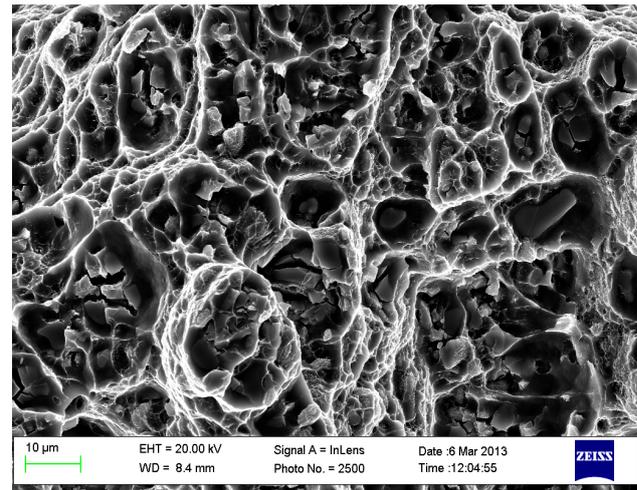
в)



г)

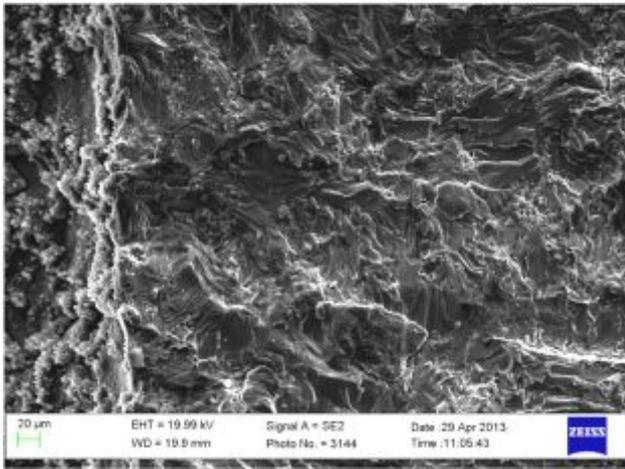


д)

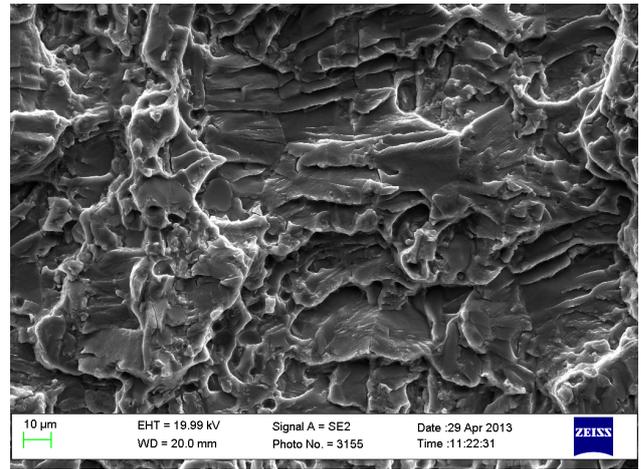


е)

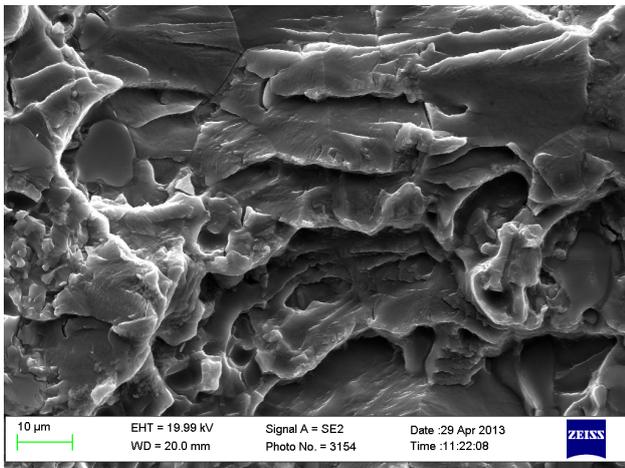
Рис. 4.36. Микрорельеф усталостного излома сплава АК4-1 после РКУП:
a – в очаге разрушения; *б, в* – в зонах l_s ; *г, д* – l_r ; *е* – долома.
a – $\times 150$; *б, д, е* – $\times 1000$; *в* – $\times 5000$; *г* – $\times 500$



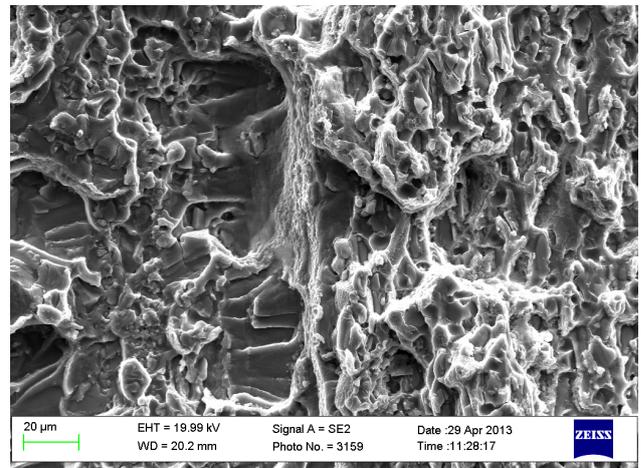
a)



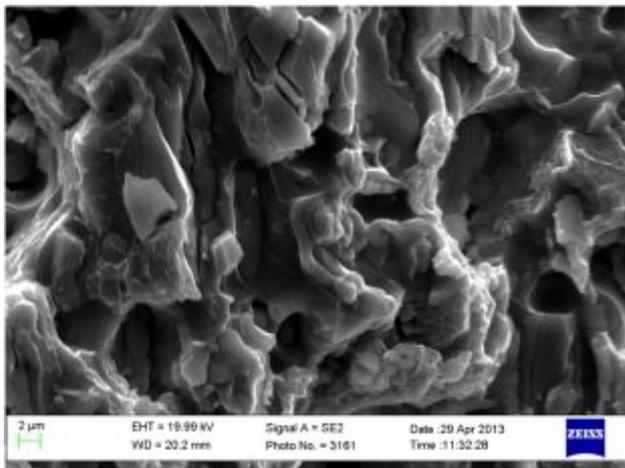
б)



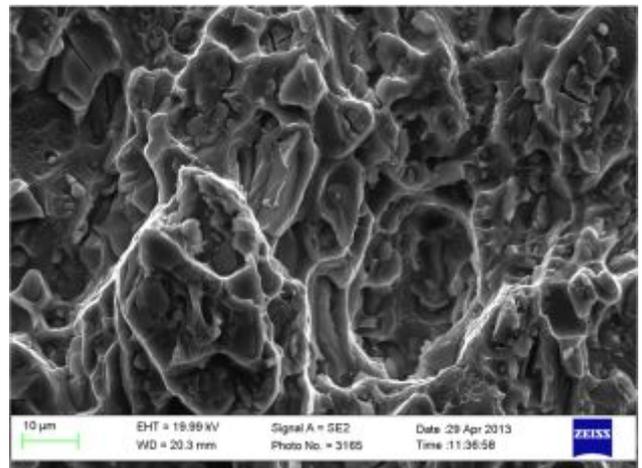
в)



г)



д)



е)

Рис. 4.37. Микрорельеф усталостного излома сплава АК4-1 в состоянии Т6:
 а – в очаге разрушения; б, в – в зонах l_s ; г, д – l_r ; е – долома;
 а – $\times 200$; б, г – $\times 500$; в, е – $\times 1000$; г, е – $\times 500$; д – $\times 2000$

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Опишите ударное разрушение наноструктурированной углеродистой стали в интервале вязко-хрупкого перехода.
2. Опишите ударное разрушение наноструктурированного титана Grade4.
3. Опишите ударное разрушение наноструктурированного алюминиевого сплава АК4-1
4. Опишите ударное разрушение и мартенситные превращения в пластических зонах наноструктурированной аустенитной стали.
5. Как влияет наноструктурирование на статическую трещиностойкость сплава АК4-1?
6. Как влияет наноструктурирование на трещиностойкость углеродистой аустенитной стали?
7. Опишите кинетику и механизм усталостного разрушения наноструктурированного титана Grade 4 при циклическом нагружении
8. Опишите кинетику и механизм усталостного разрушения наноструктурированного алюминиевого сплава АК4-1 при циклическом нагружении

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ К РАЗДЕЛУ 4

1. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
2. Ruslan Z. Valiev, Alexander P. Zhilyaev, Terence G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. TMS: WILEY, 2014. 440 p.
3. Клевцов Г. В., Валиев Р. З., Рааб Г. И., Клевцова Н. А., Фесенюк М. В., Кашапов М. Р. Механизм ударного разрушения стали 10 с субмикроструктурной структурой в интервале вязко-хрупкого перехода // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 8. С. 9–13.
4. Валиев Р. З., Семенова И. П., Латыш В. В., Щербаков А. В., Якушина Е. Б. Наноструктурный титан для биомедицинских применений: новые разработки и перспективы коммерциализации // Российские нанотехнологии. 2008. Т. 3. № 9–10. С. 80–89.
5. Валиев Р. З., Клевцов Г. В., Семенова И. П., Клевцова Н. А., Гундеров Д. В., Фесенюк М. В., Кашапов М. Р. Прочность и механизм

- ударного разрушения титана Grade 4 и титанового сплава ВТ6 в исходном и субмикроструктурном состояниях // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 11. С. 32–37
6. Исламгалиев Р. К., Нестеров К. М., Хафизова Э. Д., Ганеев А. В., Голубовский Е. Р., Волков М. Е. Прочность и усталость ультрамелкозернистого алюминиевого сплава АК4-1 // Вестник УГАТУ. 2012. Т. 16, № 8 (53). С. 104–109.
7. Валиев Р. З., Клевцова Н. А., Клевцов Г. В., Фесенюк М. В., Кашапов М. Р., Абрамова М. М. Механизм разрушения и мартенситные превращения в пластических зонах аустенитной стали AISI 321 после равноканального углового прессования // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 10. С. 14–18.
8. Клевцов Г. В., Валиев Р. З., Исламгалиев Р. К., Клевцова Н. А., Кашапов М. Р., Фесенюк М. В. Прочность и механизм разрушения наноструктурированного алюминиевого сплава АК4-1 в широком интервале температур // Фундаментальные исследования. 2012. № 3. Ч. 2. С. 391–395.
9. Валиев Р. З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации // Российские Нанотехнологии. 2006. Т. 1, № 1–2. С. 208–216.
10. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. М.: МИСИС, 1998. 400 с.
11. Tsuji N., Ueji R., Minamino Y., Saito Y. A new and simple process to obtain nano-structured bulk low-carbon steel with superior mechanical property // Scripta Mater. 2002. V. 46. P. 305–310.
12. Hohenwarter A., Pippan R. Fracture toughness and fatigue crack propagation Measurements in ultrafine grained iron and nickel. TMS: USA, 2008.
13. R. Song, D. Ponge, D. Raabe, J.G. Speer, D. K. Matlock. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels // Materials Science and Engineering. 2006. A 441. P. 1–17.
14. Ботвина Л. Р., Алымов М. И., Тютин М. Р., Петерсен Т. Б., Тихомиров С. А., Соловьев Н. А. Кинетика разрушения никеля с неоднородной наноструктурой // Российские нанотехнологии. 2007. Т. 2, № 1–2. С. 106–111.

15. Клевцов Г. В., Ботвина Л. Р., Клевцова Н. А., Лимарь Л. В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
16. Ботвина Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. М.: Наука, 1989. 230 с.
17. Валиев Р. З., Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фесенюк М. В., Кашапов М. Р., Рааб А. Г., Караваева М. В., Ганеев А. В. Влияние режимов равноканального углового прессования и последующего нагрева на прочность и механизм разрушения стали 10 // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 1. С.21–25.
18. Клевцов Г. В., Валиев Р. З., Исламгалиев Р. К., Клевцова Н. А., Хафизова Э. Д., Мерсон Е. Д., Пигалева И. Н. Прочность и механизм разрушения алюминиевого сплава АК4-1 в субмикроструктурном состоянии при статическом и ударном нагружениях // Фундаментальные исследования. 2013. №8 (2). С 281–285.
19. Промышленные алюминиевые сплавы: справочник. М.: Металлургия, 1984. 528 с.
20. Клевцова Н. А., Фролова О. А., Клевцов Г. В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах. М.: Академии Естествознания, 2005. 155 с.
21. ГОСТ Р 50-54-52-88 Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение глубины зон пластической деформации под поверхностью разрушения / Клевцов Г. В., Шаурова Н. К., Ботвина Л. Р., Георгиев М. Н., Гранкова Л. П., Горбатенко Н. А., Иванов А. Н., Жижерин А. Г., Молодов Д. А., Строк Л. П., Сафронов С. В., Швеиц Г. Б. М.: ВНИИНМАШ Госстандарта СССР, 1988. 24 с.
22. ГОСТ Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом / Клевцов Г. В., Ботвина Л. Р., Гранкова Л. П., Клевцова Н. А., Лимарь Л. В., Перлович Ю. А., Строк Л. П., Воробьев А. В. М.: ВНИИНМАШ Госстандарта России, 1994. 28 с.
23. Мороз Л. С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов. Л.: Машиностроение, 1984. 224 с.
24. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик

- трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. М.: Издательство стандартов, 1985. 62 с.
25. Sabirov I, Valiev R. Z., Semenova I. P., Pippan R. Effect of Equal Channel Angular Pressing on the Fracture Behavior of Commercially Pure Titanium. *Metallurgical and materials transactions*. 2010. V. 41A. P. 727–733.
26. Hohenwarter A., Pippan R.. Fracture toughness and fatigue crack propagation Measurements in ultrafine grained iron and nickel. TMS: USA, 2008. P. 183–188.
27. Hohenwarter A., Pippan R.. Fracture of ECAP-deformed iron and the role of extrinsic toughening mechanisms. *Acta Materialia*. 2013. V. 61. P. 2973–2983.
28. Wetscher F., Stock R., Pippan R. Fracture Processes in Severe Plastic Deformed Rail Steels // *Proceedings of the 16th European Conference on Fracture*. Alexandroupolis. 2006. P. 1–9.
29. Клевцов Г. В., Валиев Р. З., Исламгалиев Р. К., Клевцова Н. А., Фролова О. А., Мерсон Е. Д., Пигалева И. Н. Влияние наноструктурирования на статическую трещиностойкость алюминиевого сплава // *Деформация и разрушение материалов*. 2014. № 11. С.8–12.
30. Новиков И. И., Строганов Г. Б. Новиков А. И. *Металловедение, термообработка и рентгенография: учебник для вузов*. М.: МИСИС, 1994. 480 с.
31. Chung C.S., Kim J. K., Kim H. K., Kim. W. J. Improvement of high-cycle fatigue life in a 6061 Al alloy produced by equal channel angular pressing // *Mater.Sci. Eng.* 2002. A. 337. P. 39–44.
32. Vinogradov A., Nagasaki S., Patland V., Kitagawa K., Kawazoe M. Fatigue properties of 5056 Al-Mg alloy produced by equal-channel angular pressing // *Nanostruct. Mater.* 1999. V. 11. P. 925–934.
33. Pao P. S., Jones H. N., Cheng S. F., Feng C. R. Fatigue crack propagation in ultrafine grained Al-Mg alloy // *Int. J. Fat.* 2004. V. 27. P. 1164–1169.
34. Cavaliere P. Fatigue properties and crack behaviour of ultra-fine and nanocrystalline pure metals // *Int. J. Fat.* 1999. V 31. P. 1476–1489.
35. Collini L. Fatigue crack growth resistance of ECAPed ultrafine-grained copper // *Eng. Frac. Mech.* 2010. V. 77. P. 1001–1011.

36. Kim H. K., Choi M. I., Chung C. S., Shin D. H. Fatigue properties of ultrafine grained low carbon steel produced by equal channel angular pressing // *Mater. Sci. Eng.* 2003. A. 340. P. 243–250.
37. Hanlon T., Tabachnikova E. D., Suresh S. Fatigue behavior of nano crystalline metals and alloys // *Int. Jour. Fat.* 2005. V. 27. P. 1147–1158.
38. Meyer L. W., Sommer K., Halle T., Hockauf M. Crack growth in ultrafine-grained AA6063 produced by equal-channel angular pressing // *J. Mater. Sci.*, 2008. V. 43. P. 7426–7431.
39. Estrin Y., Vinogradov A. Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview // *International Journal of Fatigue*. 2010. V. 32. P. 898–907.
40. Mughrabi H., Hoppel H. W., Kautz M. Fatigue and microstructure of ultrafine-grained metals produced by severe plastic deformation // *Scripta Materialia*. 2004. V. 51. P. 807–812.
41. Meyer L. W., Sommer K., Halle T., Hockauf M. Microstructure and mechanical properties affecting crack growth behaviour in AA6060 produced by equal-channel angular extrusion // *Materials Science Forum*. 2008. V. 584–586. P. 815–820.
42. Vinogradov A. Fatigue limit and crack growth in ultra-fine grain metals produced by severe plastic deformation // *Jour. Mater. Sci.* 2007. V. 42. P. 1797–1808.
43. Kim H. K., Lee Y. I., Chung C. S. Fatigue properties of a fine-grained magnesium alloy produced by equal channel angular pressing // *Script. Mater.* 2005. V. 52. P. 473–477.
44. Vinogradov A. Fatigue limit and crack growth in ultra-fine grain metals produced by severe plastic deformation // *J. Mater. Sci.* 2007. V. 42. P. 1797–1808.
45. Kim J. K., Kim H. K., Park J. W., Kim W. J. Cyclic behavior and microstructural stability of ultrafine-grained AA6060 under strain-controlled fatigue // *Scr. Mater.* 2005. V. 53. P. 1207–1211.
46. Furuya Y., Matsuoka S., Shimakura S., Hanamura T., Torizuka S. Effects of carbon and phosphorus addition on the fatigue properties of ultrafine-grained steels // *Scripta Mater.* 2005 V. 52. P. 1163–1167.
47. Sawai T, Matsuoka S, Tsuzaki K. *Tetsu Hagane*, 2003. V. 89. P. 726–733.
48. Yan B, Urban D. *AISI/DOE technology roadmap program*; 2003. P. 2–8.

49. Cuddy V. K., Merkle H., Richardson A., Hudin O., Hildenbrand A. Technical steel research. European commission, 2005.
50. Okayasu M., Sato K., Mizuno M., Hwang D.Y., Shin D.H. // Int. J Fatigue, 2008. V. 30. P. 1358–1365.
51. A Thesis, George C. H. Tang. Fatigue Crack Growth of Ultra Fine Grained Aluminium. School of Materials Science & Engineering, University of New South Wales. 2012. 187 p.
52. Остап О. П., Ярема С. Я., Степаненко В. А. Влияние низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостной трещины в алюминиевых сплавах // Физико-химическая механика материалов. 1977. Т. 13, № 3. С. 26–30.
53. Ярема С. Я. Исследования роста усталостных трещин и кинетические диаграммы усталостного разрушения // Физико-химическая механика материалов, 1977. Т. 13, № 4. С. 3–19.
54. Клевцов Г. В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. М.: МИСИС, 1999. 112 с.
55. Мак-Ивили А. Дж. Анализ аварийных разрушений. М.: Техносфера, 2010. 413 с.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Были рассмотрены вопросы получения, исследования структуры и свойств объемных наноструктурных металлических материалов. Систематизированы сведения о легких сплавах, об особенностях их микроструктуры, необычных физических и механических свойствах в наноструктурном состоянии, закономерностях деформационного поведения и возможностях их практического использования.

Описаны основные виды макро- и микростроения изломов и механизмы разрушения наноструктурных легких сплавов при однократных (статическом, ударном и высокоскоростном импульсном) и циклическом видах нагружения, а также методические вопросы исследования изломов методами макро-, микрофрактографии и рентгеноструктурного анализа. Рассмотрено влияние наноструктурирования на механические свойства и механизм разрушения материалов с различным типом кристаллической решетки металлических материалов.

Учебное издание

КЛЕВЦОВ Геннадий Всеволодович
БОБРУК Елена Владимировна
СЕМЕНОВА Ирина Петровна
КЛЕВЦОВА Наталья Артуровна
ВАЛИЕВ Руслан Зуфарович

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Редактор

Подписано в печать 00.00.2016. Формат 60×84 1/16.
Бумага офсетная. Печать плоская. Гарнитура Times New Roman.
Усл. печ. л. 15. Уч.-изд. л. 15.
Тираж 000 экз. Заказ №
ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный
технический университет»
Редакционно-издательский комплекс УГАТУ
450008, г. Уфа, ул. К. Маркса, д. 12.