

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Тольяттинский государственный университет»

Институт машиностроения
(институт)

Кафедра «Нанотехнологии, материаловедение и механика»
(кафедра)

22.04.01 Материаловедение и технологии материалов
(код и наименование направления подготовки)

Материаловедение и технологии наноматериалов и покрытий
(наименование (профиль))

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

На тему: «Статическая трещиностойкость и механизм разрушения стали
09Г2С с ультрамелкозернистой структурой»

Студент

А.В. Солычев
(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Научный
руководитель

Г.В. Клевцов
(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Консультант

В.Г. Виткалов
(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель
программы

д.т.н., профессор, Г.В. Клевцов
(учёная степень, звание, И.О. Фамилия)

(личная подпись)

« ___ » _____ 2018 г.

Допустить к защите

Заведующий кафедрой «НМиМ», д.т.н.,
профессор, Г.В. Клевцов

(учёная степень, звание, И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Тольятти 2018

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	4
1 Аналитический обзор.....	6
1.1 Методы интенсивной пластической деформации.....	6
1.1.1 Метод кручения под высоким давлением.....	6
1.1.2 Метод всесторонней ковки.....	8
1.1.3 Метод равноканального углового прессования.....	11
1.1.4 Метод «abc» деформации.....	19
1.1.5 Метод многократной прокатки.....	21
1.1.6 Метод винтовой экструзии.....	23
1.1.7 Метод прокатки в калибров.....	24
1.2 Механика разрушения конструкционных металлических материалов.....	26
1.2.1 Механика вязкого разрушения.....	28
1.2.2 Механика хрупкого разрушения.....	37
1.2.3 Механика квазихрупкого разрушения.....	40
1.2.4 Механика вязко-хрупкого разрушения.....	42
1.2.5 Механика смешанного разрушения.....	44
1.3 Элементы механики разрушения при однократных видах нагрузки..	46
1.3.1 Основные сведения о механизме разрушения.....	47
1.3.2 Пластические зоны и локальные напряжения материала у вершины трещины.....	49
1.3.3 Связь локального напряженного состояния с механизмом разрушения изделий и кинетикой развития пластических зон.....	60
1.4 Формирование ультрамелкозернистой структуры в сталях.....	68
2 Материал и методика исследования.....	72
2.1 Исследуемый материал.....	72

2.2	Методики исследования структуры стали 09Г2С.....	74
2.3	Механические испытания на твердость и растяжение.....	75
2.4	Испытания стали на статическую трещиностойкость.....	77
2.5	Макро- и микрофрактографические исследования.....	80
3	Результаты.....	82
3.1	Структура и механические свойства стали 09Г2С после различных видов обработки.....	82
3.2	Статическая трещиностойкость наноструктурированной стали 09Г2С.....	84
	Заключение.....	87
	Список используемых источников.....	88

ВВЕДЕНИЕ

История человечества неизменно показывает, что любой цивилизации свойственна особенность постоянно развиваться и стремиться ко всё новым и новым вершинам. Но всегда прогресс требует наличия за спиной определённой базы, наработок и теорий. Нередки в истории случаи, когда человеческая мысль настолько опережала технологию, что идея так и оставалась нереализованной на протяжении многих лет.

В течение нескольких веков ученые и исследователи нарабатывали определённый багаж в области материаловедения, а в последние десятилетия перед ними встал вопрос о том, что делать дальше. Полученное множество сталей и металлических сплавов не всегда способно удовлетворить потребности быстроразвивающейся науки, а открыть некий новый неизвестный ранее металл или сплав очень проблематично в связи достаточной изученностью данной области. Решение вопроса нашлось не в поиске чего-то нового, а в изменении свойств уже известных материалов.

Одним из предлагаемых вариантов является уменьшение размеров зёрен в сталях и сплавах путём интенсивного пластического деформирования (ИПД). Измельчение структуры влечёт за собой изменение механических и прочностных характеристик материала. На данный момент существует несколько различных способов получения металлов и сплавов с ультрамелкозернистой структурой с применением ИПД:

- Кручение под высоким давлением
- Всесторонняя ковка
- Равноканальное угловое прессование
- «abc» деформация
- Многократная прокатка
- Винтовая экструзия

В настоящее время учёные во всём мире наработывают «багаж», который впоследствии позволит решить ту или иную научно-техническую задачу. Работа ведётся и в Соединённых штатах Америки [1], и в Японии [2, 4], и в России [3], и в Европе [5].

Поиск и изучение научных трудов определили особое направление развития науки в России. От мирового оно отличается бóльшим уделением внимания таким отраслям, как аэрокосмическая и нефтегазохимическая промышленность. Важность данных направлений для политики и экономики страны сложно недооценить, поэтому наработка базы данных по режимам ИПД и получаемым свойствам и характеристикам материалов можно отнести к перспективным направлениям научной деятельности.

Целью данной работы является определение зависимости воздействия УМЗ структуры после РКУП на статическую трещиностойкость и механизм разрушения стали 09Г2С и сравнительный анализ полученного наноструктурированного материала с исходным образцом с крупнозернистой структурой.

Задачами исследования являются:

1. Экспериментальное исследование твердости на твердомере, растяжения образцов на универсальной испытательной машине и определение базовых параметров стали в исходном КЗ состоянии и после РКУП при комнатной температуре и при минус 196 °С.

2. Проведение испытания на трещиностойкость (K_{1C}) призматических образцов из стали в УМЗ и КЗ состояниях с использованием схемы трехточечного изгиба при температуре -196 °С.

3. Проведение макрофрактографии путём визуального осмотра или с применением оптических средств контроля и микрофрактографии структуры изломов образцов из стали в УМЗ и КЗ состояниях с использованием растрового электронного микроскопа.

4. Выполнение сравнительного анализа статической трещиностойкости (K_{1C}) и механизмов статического разрушения стали 09Г2С в УМЗ и КЗ состояниях.

1 Аналитический обзор

1.1 Методы интенсивной пластической деформации

Недавно были разработаны три требования для получения материалов с УМЗ структурой:

- 1) мелкозернистый материал должен иметь преимущественно высокий угол границы
- 2) структуры должны быть однородными по объему образца
- 3) большие пластические деформации не должны вызывать внутренних повреждений или трещин.

Методы традиционной деформации как прокатка и волочение проволоки не соответствуют этим требованиям. Поэтому были разработаны специальные методы деформации.

1.1.1 Метод кручения под высоким давлением

Принцип процесса метода кручения под высоким давлением представлен схематично на рисунке 1.1. Образец находится между поршнем и основой и является напряженным в кручении под приложенным давлением (P) порядка нескольких ГПа (1 – 10 ГПа).

Нижняя основа вращается и деформирует образца силами контактной поверхности трения, так что деформации происходят от квазигидростатического давления. На практике существует два основных типа обработки в зависимости от формы наковальни: неограниченный и ограниченный.

В неограниченном способе, образцы помещены между двумя наковальнями и подвергаются обработке кручением. В таком случае в процессе обработки материал образца свободно вытекает наружу. Образцы таким образом становятся намного тоньше.

В ограниченных образцы помещаются в полости нижней основы, которые могут предотвратить вытекание материала наружу. Таким образом уменьшение толщины не является очевидным во время кручения.

Как правило, ограничением метода является более распространенные методы. Однако, как правило, трудно добиться идеальных условий. Эксперименты, часто выполняются под условием квази ограничения, где есть по крайней мере некоторые ограниченные потери между наковальнями.

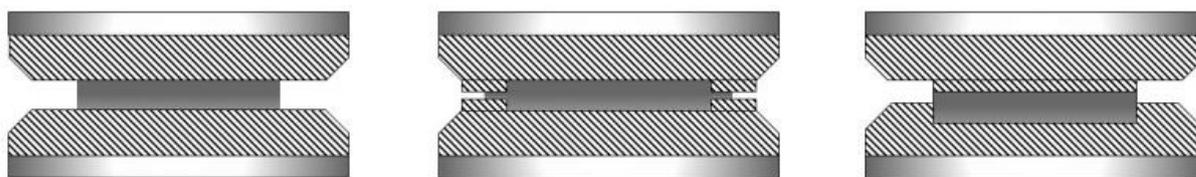


Рисунок 1.1 – Интенсивная пластическая деформация кручением под высоким давлением.

Для вычисления эффективности деформации при данном методе используют разные уравнения. Например:

$$e = \ln \frac{\vartheta \cdot r}{h}, \quad (1.1)$$

где ϑ – угол вращения, рад; r , h – соответственно радиус и толщина диска.

Это уравнение подобно тому, которое используется при вычислениях реальной эффективности деформации образцов после растяжения.

Теоретически навязанных деформации во время НРТ задается уравнением. В результате этого выражения, напряжение в центре образца

равно нулю и увеличивается линейно до достижения максимума по краям. Таким образом, микроструктура, производимая кручением неоднородна. Некоторые авторы сообщили, что микротвердость также значительно варьируется по радиусу дисков.

Тем не менее это возможно для получения однородной структуры вдоль диаметр диска путем увеличения числа оборотов. Например, в работе Xu et al. [14] высокой чистоты алюминиевые диски были обработаны НРТ при комнатной температуре под давлением 1,25, 2,5, и 6 ГПа. Было сообщено, что на ранних стадиях деформации, твердость в центре диска выше, чем на краях, и твердость становится однородной с высоким уровнем деформации. По контраст, для материала, где восстановление происходит медленно, твердость изначально ниже в центре, но постепенно микроструктура развивается в однородное состояния.

В работе Кавасаки и др., обработки высокого давления кручения было проведено через 1/4, 1 и 5 оборотов и подробные микротвердости измерения были получены на чистом алюминии.

1.1.2 Метод всестороннейковки

Производство ультрадисперсных гранулированных или нанозернистых сталей по методу всестороннейковки было сообщено Хауанг и др. с помощью деформации при температуре, в которой доминировала динамическая рекристаллизация (ниже 0,5 температуры плавления материала). Тем не менее, недавно сообщалось, что в непрерывной динамической рекристаллизации может иметь место и ультра измельчение зерна на микроразмер или наноразмер, уровень которого может быть достигнут в более низком температурном диапазоне аустенита при тяжелых пластических деформациях как при РКУП. Основная направленность работы

Хуана и др., главным образом связана с выяснением микроструктурной эволюции и непрерывной механизма всестороннейковки аустенита.

Эволюцию непрерывной динамической рекристаллизации при всестороннейковке можно резюмировать как процесс. Когда исходные зерна деформируются в некотором направлении, деформированные полосы будут производиться по определенному направлению в деформированных зернах путем сдвига скольжения. После изменения направления деформации другие деформированные полосы также образуются по другим направлениям, таким образом, деформированные полосы будут пересекать друг друга, с помощью которых аустенитное зерно может быть разделено на несколько подзерен. И эти зерна будут постепенно располагаться под углом к новым независимым зернам, а его границы преобразуются в большие угловые границы при последующих деформациях.

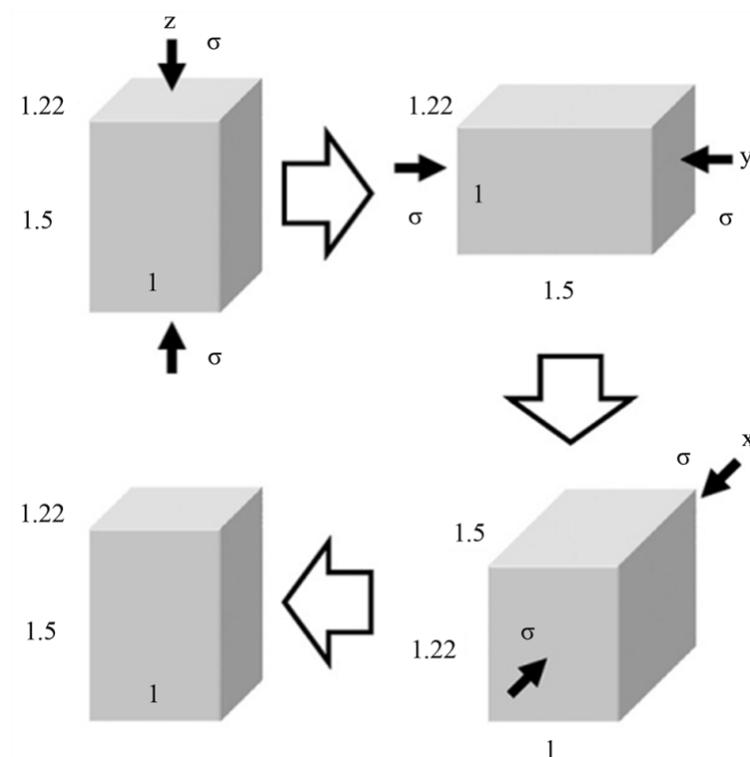


Рисунок 1.3 – Схематическая иллюстрация процесса всестороннейковки с нагрузочным усилием (индексированные числа дают пропорции образца)

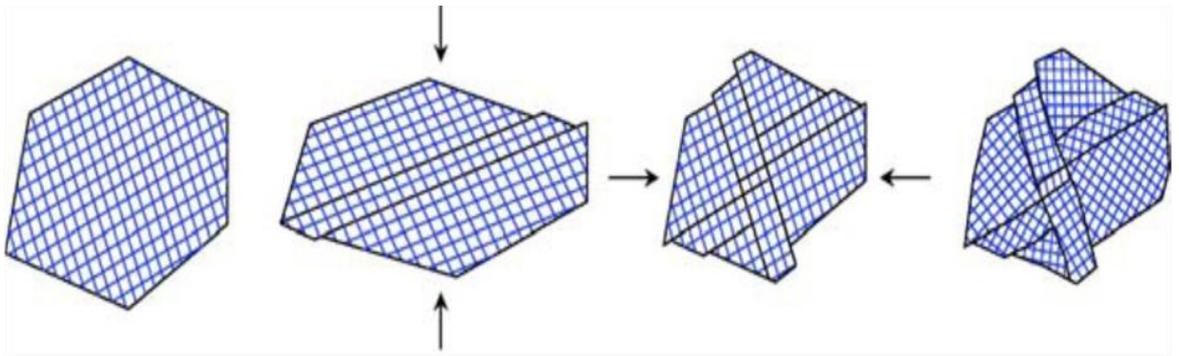


Рисунок 1.4 – Эволюционный механизм непрерывной динамической рекристаллизации при всесторонней ковке

Всесторонняя ковка или многонаправленная ковка является эффективным методом производства ультрадисперсных зернистых сталей. Ультрадисперсные ферритовые зерна с размерами около 1,2 нм получены (от исходных ферритовых зерен с размерами около 38 нм) через всестороннюю ковку при комнатной температуре, после чего отжиг деформации при 500°С в течение 1 мин, как предложено Солэймани и др.

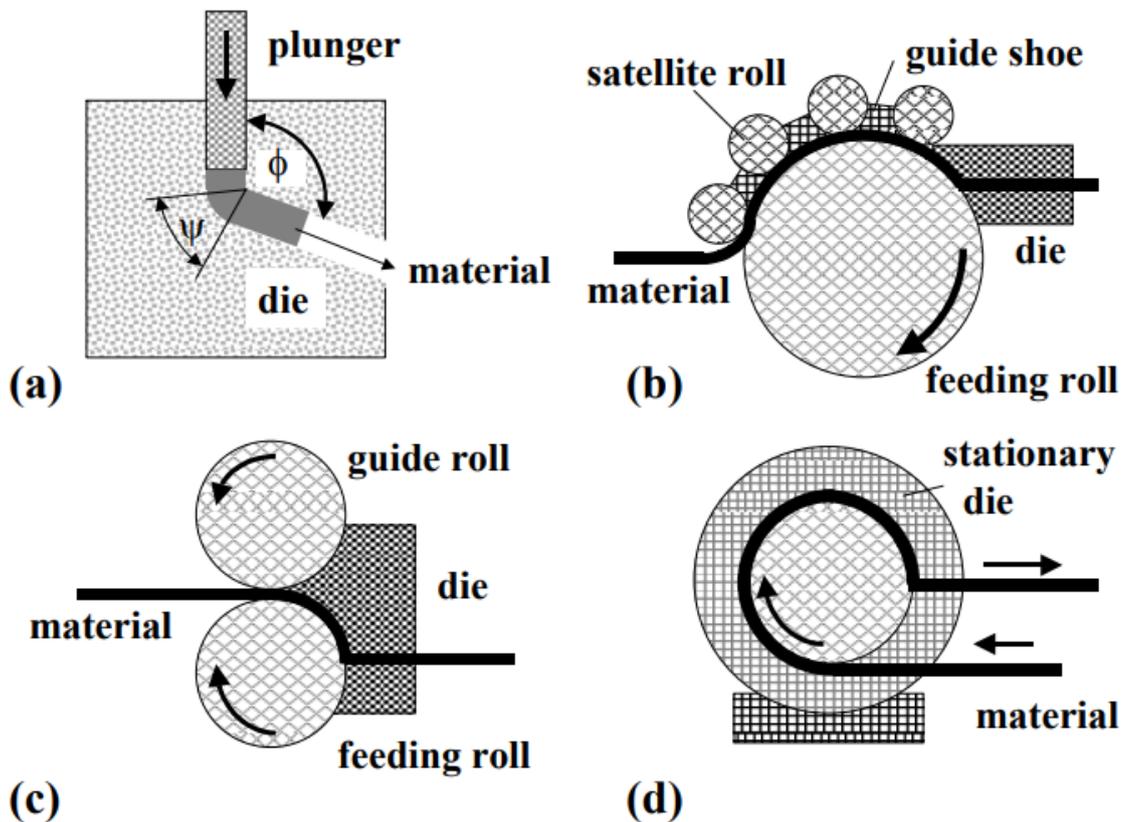
Главной особенностью микроструктуры, измененной при комнатной температуре, является ферритовые зерна. После всестороннейковки до уровня 0,8, зерна вытянуты вдоль поперечного направления прессы. При увеличении накопительного напряжения, после 4-го прохода пропорции зерна (соотношение размеров зерен в продольном направлении к тому в поперечном направлении) увеличились более закаленного зерна. Микроструктура была полностью заменена, когда накопительный уровень деформации достиг 2,6. Многонаправленная деформация может развивать микросдвиг полосы в различных направлениях из-за изменения деформации осей от прохода к проходу. При температуре 500 °С, механизм уточнения зерна признается статической рекристаллизацией. Процесс эволюции микроструктуры состоит в том, что новые зерна образуются путем обработки деформированных зерен. Затем они растут и потребляют деформированные микроструктуры до тех пор, пока материал полностью не рекристаллизуется.

1.1.3 Метод равноканального углового прессования (РКУП)

Вероятно, старейшим и безусловно наиболее популярным на данный момент является метод равноканального углового прессования. Этот метод был первоначально разработан Сегалом и сотрудниками в 70-х годах 20-го века.

Заготовку из исходного материала продавливают через матрицу, состоящую из двух каналов с идентичными поперечными сечениями, пересекающимися под углом φ , обычно $60^\circ < \varphi < 135^\circ$ и часто $\varphi = 90^\circ$. Некоторые штампы имеют закругление угла ψ , другие без закругления.

Способ РКУ прессования, реализующий деформацию массивных образцов простым сдвигом, был разработан В. М. Сегалом с сотрудниками в 70-х годах прошлого столетия, чтобы подвергать материалы пластическим деформациям без изменения поперечного сечения образцов, что создает возможность для их повторного деформирования (рисунок 1.5). В начале 90-х годов XX в. РЗ. Валиевым с соавторами данный способ был развит и впервые применен как метод ИПД для получения структуры субмикрокристаллическим и нанометрическим размером зерен. В этих экспериментах исходные заготовки с круглым или квадратным поперечным сечением вырезали из прутков длиной 70-100 мм. Диаметр поперечного сечения или его диагональ, как правило, не превышали 20 мм.



(a) исследовательский РКУП; (b) процесс conshearing;

(c) непрерывная прокатка; (d) РКУП-conform

Рисунок 1.5 – Схематические изображения РКУП

Происходит деформация простым сдвигом параллельно секущей плоскости канала. В теории сдвиг сконцентрирован в узкой полосе вокруг этой плоскости. Однако, моделирование и эксперименты с размеченной сеткой показали, что на практике сдвиг делится на зоны деформации. Эквивалентная деформация напрямую зависит от углов ϕ и ψ :

$$\varepsilon_{eq} = 1/\sqrt{3}[2\cot(\psi/2 + \phi/2) + \psi \operatorname{cosec}(\psi/2 + \phi/2)], \quad (1.2)$$

где $\psi = 0$ и $\phi = 90^\circ$, $\varepsilon_{eq} = 1.155$.

Из-за того что каналы имеют идентичные сечения, размеры заготовки остаются неизменными, и этот процесс может в принципе повторяться любое заданное количество раз. Если сечение имеет квадратную форму, образец может быть повернут на 90° или 180° в направлении экструзии.

На основе регулярного повторения такого вращения были определены четыре широко применяемых маршрута:

- 1) маршрут А – $\varphi 0^\circ$ (без поворота),
- 2) маршрут С – это 180° ,
- 3) маршрут Вс – 90° в одном направлении,
- 4) маршрута Ва – φ изменяется попеременно $+90^\circ$ и -90° .

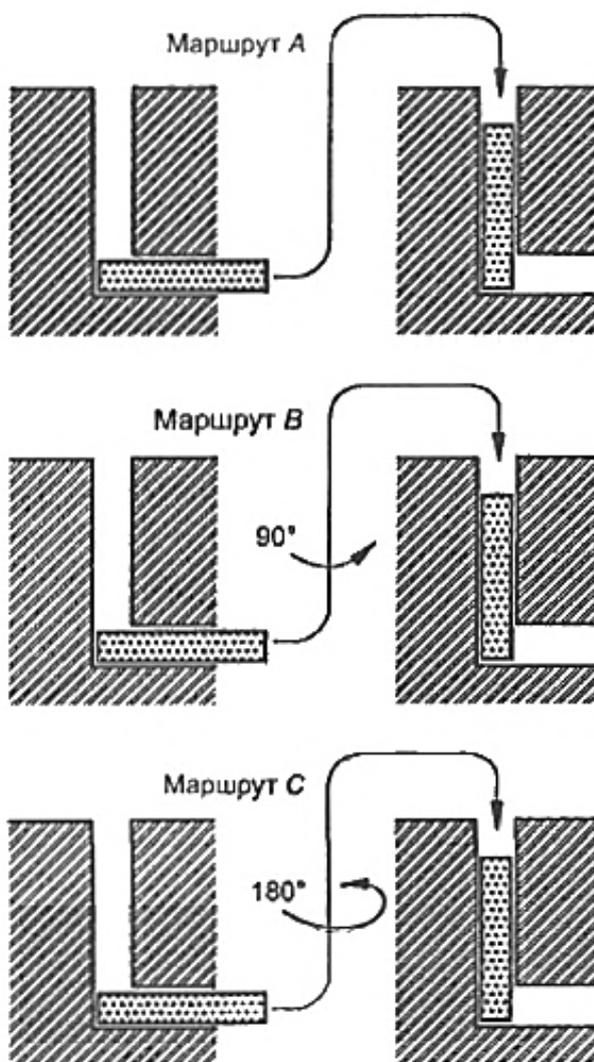


Рисунок 1.6 – Варианты РКУП

Обратите внимание, что по маршруту С каждый объем элемента восстанавливается его первоначальной формы после того, как проходит каждый 2-й цикл, а для маршрут Вс – каждый 4-й цикл.

Ивахаша и др., предположительно, первыми сделали подробные систематические исследования эволюции микроструктуры во время РКУП в 1997 году. Были проведены подробные эксперименты на чистом алюминии с целью изучения эволюции развития УМЗ структуры при РКУП для маршрутов А и С.

Первоначальное массовое сокращение размера зерна достигается при первом прохождении через матрицу, потому что оригинальное зерно разбивается на субзерна. Эти границы впоследствии развиваются при дальнейших деформациях, что в конечном счете дает равноосные микроструктуры.

РКУП позволяем измельчить зерно до размера 300 – 500 нм.

Несмотря на фактические преимущества метода имеются некоторые недостатки РКУП: этот процесс является прерывистым, и имеет ограничения по потенциалу наращивания объема производства, кроме того объемная доля полезного материала (с единой микроструктуры и без трещины) может быть довольно низкой.

Для увеличения эффективности РКУП недавно был предложен ряд непрерывных процессов. Они сочетают в себе понятие РКУП и классической прокатки. В процесс «*conshearing*» большой вращающийся ролик и ряд небольших спутников прижимают лист и направляют его в матрицу (рисунок 1.5).

Для предотвращения коробления листа вместо спутниковых роликов можно поставить еще один большой вращающийся ролик, специально подающие металлическую полосу в канал матрицы РКУП. Исходная толщина листа слегка уменьшается после двух роликов, но восстанавливается на выходе из матрицы.

При РКУП- conform» центральный вращающийся вал из-за сил трения загоняет заготовку в паз матрицы.

Все эти методы находятся все еще на стадии исследования, но они открывают перспективы для более эффективного производства мелкозернистых материалов.

$$\frac{P}{\sigma_T} = \Delta \varepsilon_i = \frac{2}{3} \cdot \cot \frac{\varphi}{2}, \quad (1.4)$$

где P - приложенное давление, σ_T - напряжение течения деформируемого материала.

Всвязи с те, что при РКУП заготовка проходит обработку неоднократно, то общая степень деформации составит

$$\varepsilon_N = N \cdot \Delta \cdot \varepsilon_i, \quad (1.5)$$

где N — число проходов.

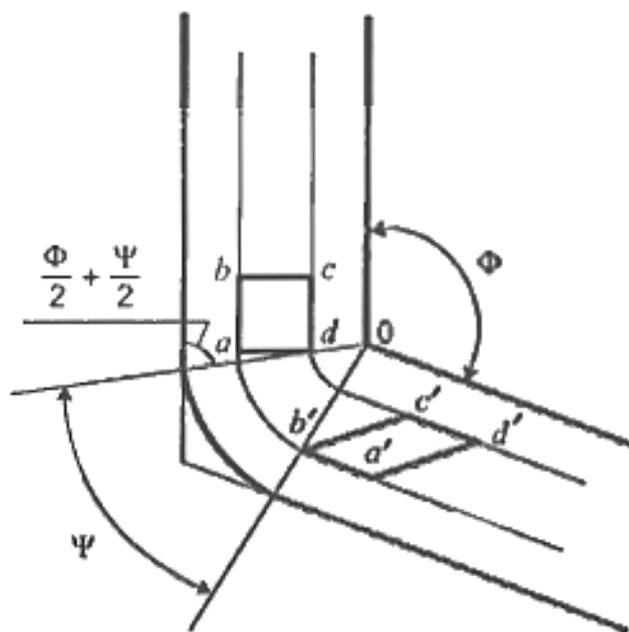
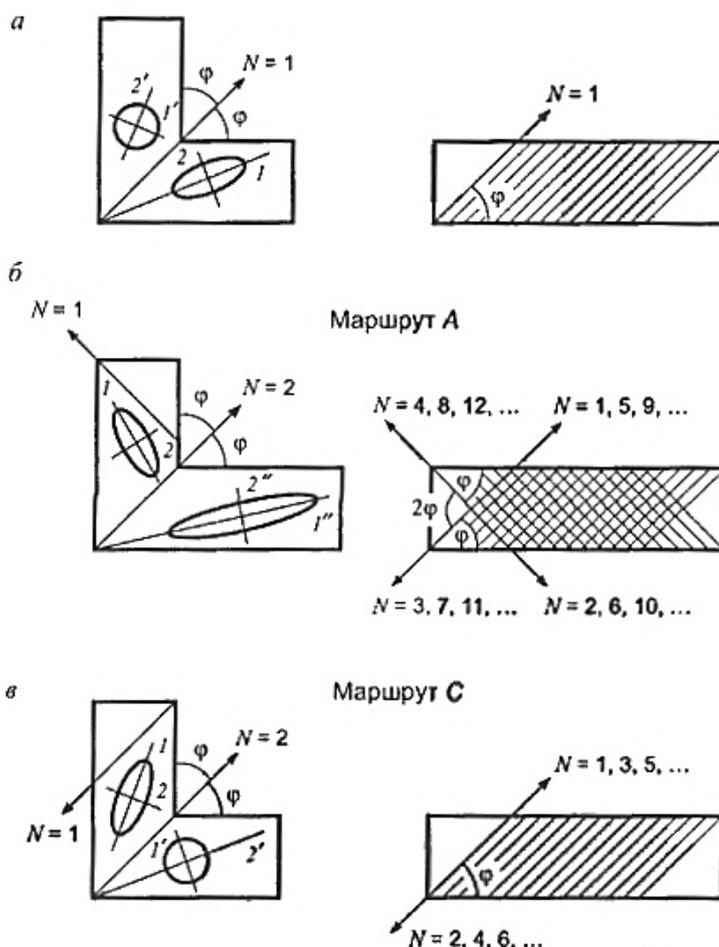


Рисунок 1.7 – Схематическое изображение перемещения заготовки

Уравнение, дающее возможность вычислить качество деформации образца при РКУП за определенное число циклов, приведено далее:

$$\varepsilon_N = N \cdot \frac{2 \cdot \cot \frac{\varphi}{2} + \frac{\Psi}{2} + \Psi \cdot \csc \frac{\varphi}{2} + \frac{\Psi}{2}}{\sqrt{3}} \quad (1.6)$$

Из него следует, что при самых популярных углах $\varphi = 90^\circ$ и $\Psi = 20^\circ$ каждый цикл соответствует дополнительной степени деформации, которая равна около 1.



а – одноцикловое деформирование; б – многоцикловое деформирование, маршрут А; то же самое, маршрут С, 1, 2 и 1', 2' - обозначения ориентации осей элементов объёма

Рисунок 1.8 – Режим простого сдвига при РКУП:

Для того, чтобы понять природу доработки зерна при высокой деформации, связанные с режимами РКУП, и в частности влиянием маршрута, необходимо изучить шаблоны, которые развиваются в рамках каждой выборки во время повторяющихся проходов через матрицу.

Эти шаблоны проиллюстрированы схематично в виде доминирующего направления сдвига, для маршрутов, А, В и С в рисунок 1.9.

В маршруте В_с, где границы зерна наиболее быстро развиваются в два направления сдвига лежат на направлениях, которые пересекаются под углом 120°. В результате этой двойственности в направлениях это быстро приводит к эволюции в структуре границ в равноосных массивах. Таким образом разумно заключить, что маршрут В_с является предпочтительным для использования в РКУП экспериментах. Напротив трасса А имеет два реза плоскостями, пересекающимися под 90° и маршрут С повторяет деформации в той же плоскости. Это показано в рисунке 1.9 и также подтвердило ранние расследования, что маршрут С предпочтительнее, чем А. Хотя причиной этого наблюдения не было установлено в деталях, это вероятно возникает потому, что маршрут С разрешает сдвигу постоянно опираться на единый набор плоскостей в то время, как в маршруте А масштабы сдвига делятся поровну между двумя наборами ортогональных плоскостей.

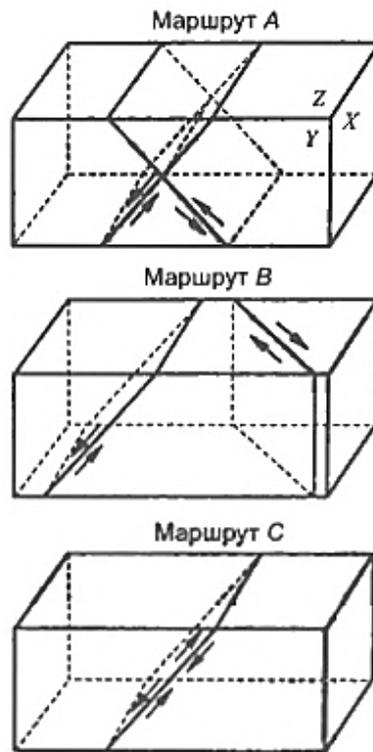
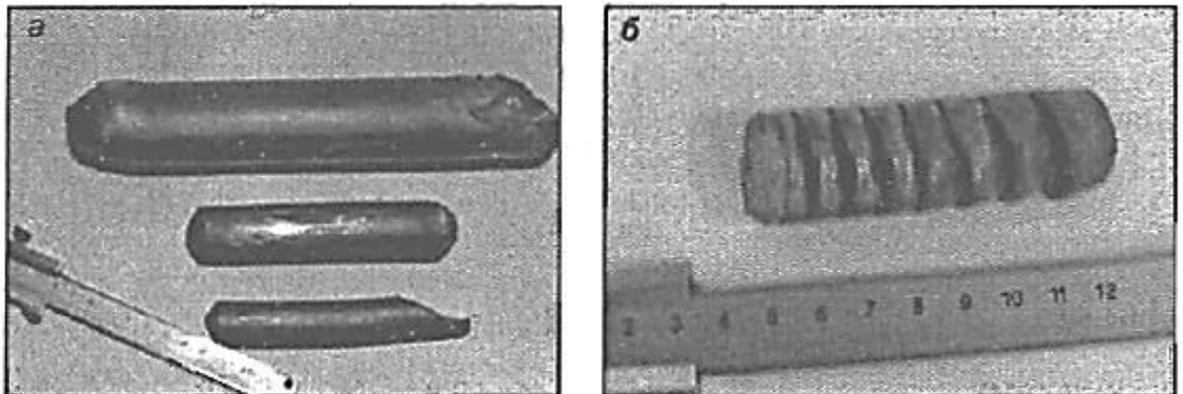


Рисунок 1.9 – Направление сдвиге при РКУП по маршрутам

На рисунке 1.10 приведен нормальный вид заготовок из титана, которые были получены после РКУП по правильному (рисунок 1.10, а) и неправильному (рисунок 1.10, б) режимам



(а) - по оптимальному и (б) - неоптимальному режимам

Рисунок 1.10 – Типичный вид объёмных заготовок из технического чистого титана, подвергнутых РКУП

Характеристики микроструктуры, представленный РКУП играют важную роль в определении масштабов после обработки растяжением. Высокого сверхпластического растяжения достигают за счет РКУП только тогда, когда микроструктуры превратилась из структуры объединились под зерна, первоначально представлена в ЕСАР на низкой штаммов в массив однородных равномерной и равноосных зерен. Это является предпосылкой для сверхпластичности, потому что скольжение происходит преимущественно на границах зерна.

1.1.4 Прессование с наложенным пазом

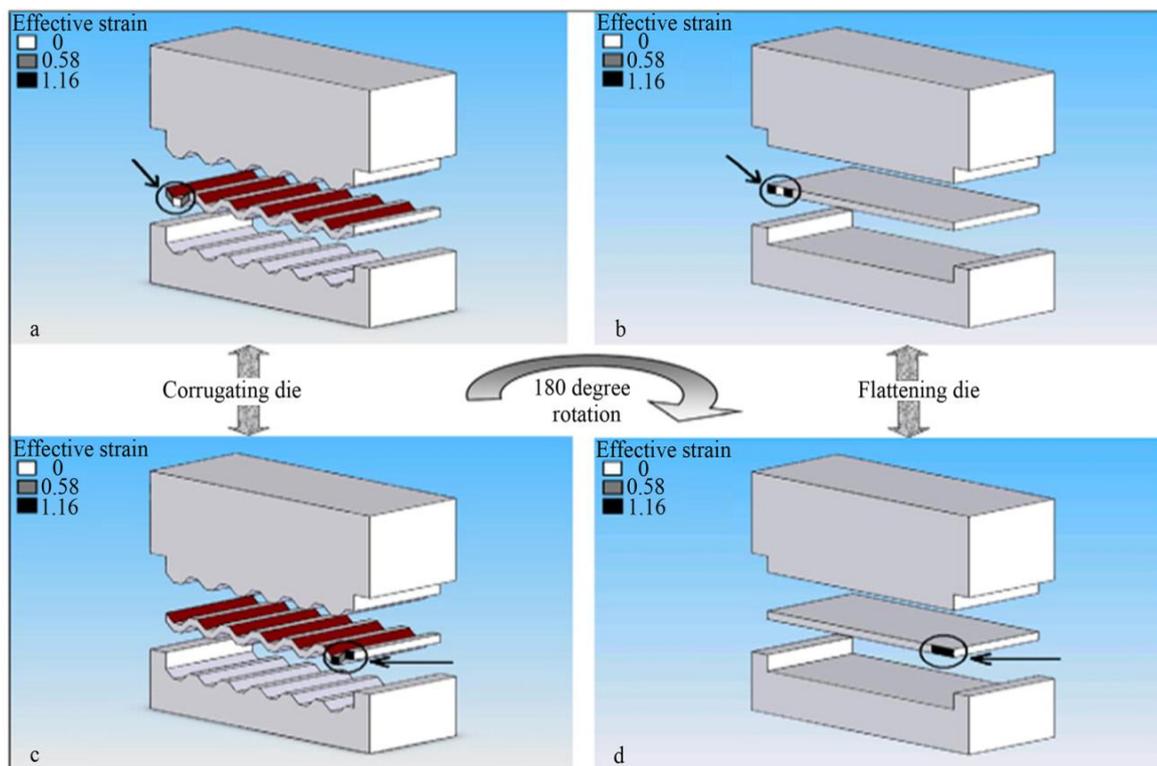
Оперируя понятиями использования тяжелой пластичной деформации для того чтобы произвести листы структуры, 2 главных тяжелых пластичных метода деформации, которые главным образом использованы, кумулятивный крен склеивания и ограниченный паз нажима. Давление паза, введенное Шином и др., включает повторяющиеся этапы гофрирования и выравнивания. Во время прессования канавки, рабочая часть подвергается циклической деформации сдвига, используя асимметрично рифленые плашки и плоские плашки. Процесс прессования с наложенным пазом схематично показан на рисунке 1.11.

В этом методе зазор между верхней матрицей и нижней идентичен образцу толщины, и поэтому наклонная часть образца, расположенная в канавке, подвергается чистой деформации сдвига. Навязывая более ограниченные проходы прессования канавки, более высокие деформации вводятся в рабочий элемент. Часть работы подвергается тяжелой пластической деформации, применяя три прохода ограниченного паза прессования, что привело к общей деформации. Это повлекло к образованию ультрадисперсных зерен низкоуглеродистой стали с зерном 260-270 Нм.

В последнее время проводится множество работ по изучению механических свойств и микроструктурных эволюций различных материалов, таких как низкоуглеродистая сталь, алюминий и медь, подверженных ограниченному нажиму канавки. Согласно этим исследованиям, сообщается, что ограниченная канавка прессования может эффективно повысить механические свойства листовых металлов.

Процедуры, применяемые к УМЗ стали, обобщены для получения УМЗ образцов, использовавших прижимное давление паза. Производство было подвергнуто тяжелой пластической деформации, применив три прохода скованной канавки прессования, что привело к общей деформации.

Согласно работам, каждый ограниченный проход нажима паза накладывает напряжение около 1,16. На первом шаге плоский лист становится гофрированным, что приводит к 0,58 эффективной деформации в регионах. Принимая во внимание, что на втором шаге плоские штампы используются для выравнивания гофрированного листа путем введения дополнительного 0,58 напряжения к ранее деформированным. Это определяется как один цикл сжатия с наложенным пазом. После выпрямления, образец поворачивается на 180° вокруг оси перпендикулярно плоскости листа, а затем второй цикл повторяется. После второго прохода, еще один цикл проводится в образце.



а) два измерения; б) три измерения.

Рисунок 1.11 – Схема штампов в процессе прессования паза

1.1.5 Метод многократной прокатки

Для того чтобы сделать короткий интервал прокатки, процесс сокращают на время прохода, количество проходов и температуру. Температура обработки влияет на нагрузку в процессе ИПД, а также на утонение за проход. Чем ниже температура материала, тем больше становится нагрузка прокатки. Кроме того, если температура опускается ниже температуры преобразования феррита перед окончательным проходом, то микроструктура заготовки должна содержать деформированные ферритовые зерна или аномально выращенные зерна, которые не являются предпочтительными для механических свойств заготовки. Поэтому прокат в зоне стабилизированной температуры аустенита был предложен для нового метода процесса. Для того, чтобы сократить время прокатки, прокатные

стойки должны быть размещены близко друг к другу и скорость вращения должна быть быстрой. Однако, когда скорость вращения увеличивается, выработка тепла в прокате становится большой. Для эффективного накопления напряжения следует избегать чрезмерного повышения температуры, поскольку восстановление структуры происходит быстрее при высокой температуре. Поэтому быстрое охлаждение сразу после каждого прохода необходимо для компенсации генерируемого тепла. Немедленное охлаждение после прокатки также требуется для стимулирования ферритовых преобразований и для ограничения роста зерна после трансформации.

Основная концепция нового предлагаемого процесса заключается в следующем. В нижних подставках горячей отделочной мельницы, более двух стенов, в том числе окончательный один оснащены на очень короткое расстояние. На этих стендах выполняется высокая скорость и умеренно большое сокращение прокатки 40%-50% за проход.

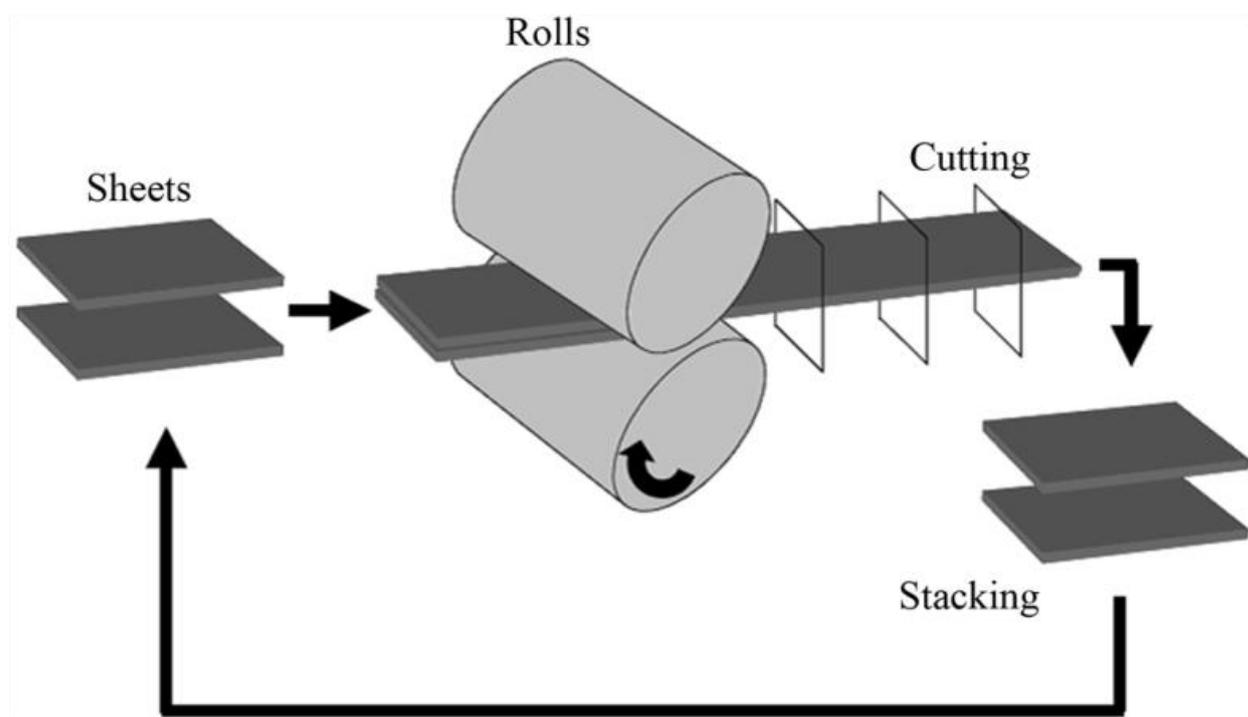


Рисунок 1.12 – Схема многократной прокатки

После обработки заготовку разрезают пополам, складывают вместе и подвергают обработке еще раз. В итоге в твердой фазе протекает объединение листов друг с другом с образованием УМЗ структуры.

1.1.6 Метод винтовой экструзии

Метод винтовой экструзии (ВЭ) имеет состояние в образце, которое можно назвать как напряженно-деформированное, а также промышленные возможности использования (рисунок 1.13).

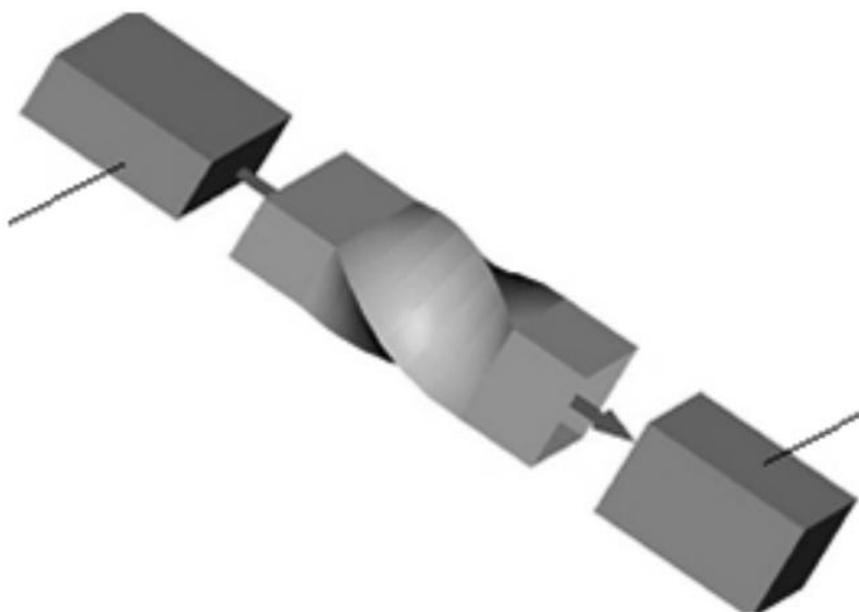


Рисунок 1.13 – Схема винтовой экструзии

Этот способ позволяет собирать и сохранять деформации в металлах и значительно уменьшать их микроструктуру. Однако винтовая эструзия может привести к возникновению большой неблагоприятной анизотропии.

1.1.7 Метод горячей прокатки в калибре

Сиро и др. предположили, что, прокатка в калибрах была использована с относительно успешным для производства УМЗ структур. Ранние работы, проделанной Сиро и др. для сталей были с нагревом до 823 К и впоследствии проката на 12 проходах от квадрата 40 мм до 13 мм. Материал также был нагрет до 823 К и впоследствии прокат за 21 проход от квадрата 80 мм до 18 мм. Все калибры за исключением последнего были квадратного типа, а последний был овальный типа. Сразу же после прокатки, стержни подверглись закалке в воде.

Кимура и др. недавно разработали горячий калибр подвижного процесса закалки мартенситной структуры для среднеуглеродистых низколегированных сталей как метод для получения ультрадисперсных удлиненных зеренных структур и узнали, расширение влияния вязкости низколегированных сталей текучести (σ_y) 1400 МПа или более. Кимура и др. проявили серьезную обеспокоенность, особенно для производства ультрадисперсных сталей. Слиток 100 кг был подготовлен вакуумной плавкой и литьём, гомогенизацией в 1200°C и затем горячей прокаткой, для плиты с толщиной 4 см. Заготовка 12 см × 4 см × 4 см была вырезана из плиты и закалена в воде. Затем подвергнута многоходовой калиброванной прокатке в квадрат с сечением 2 см², с последующим воздушным охлаждением. Общее сокращение в области через многоходовой прокатки было 77% в 9 проходов.

Следует обратить внимание, что образцы провели 5 минут в печи после каждых трех проходов во время прокатки.

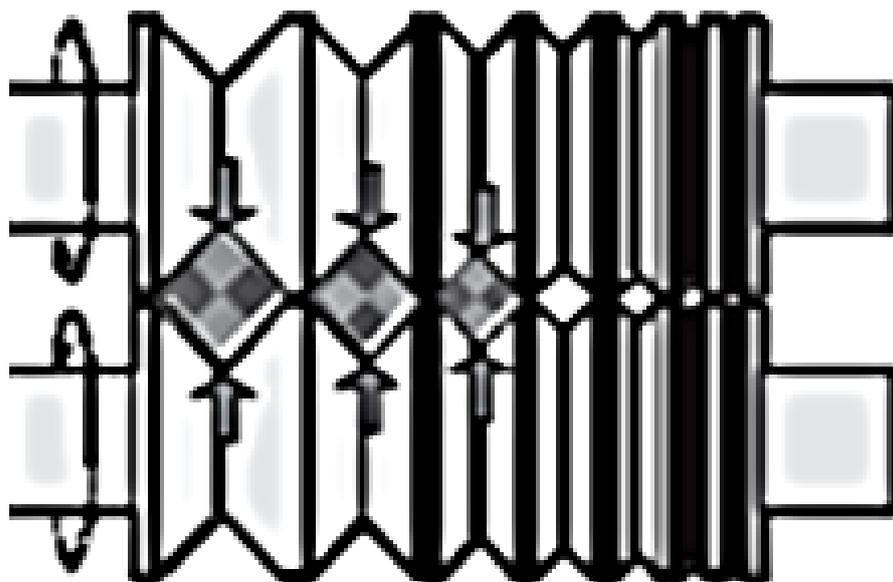


Рисунок 1.14 – Схема метода горячей прокатки в калибре

Приведены общие методы для производства УМЗ сталей и размеров зерна феррита. Для получения ультрадисперсных зерен с использованием методов ИПД, накопленные пластические деформации обязаны быть порядка 3-4 для ОЦК и порядка 5-6 для ГЦК. Для получения ультрадисперсных зерен с использованием передовых термомеханических процессов, накопленная пластическая деформация должна быть порядка 1-3.6. По сравнению с методом РКУП, методы расширенного термомеханического процесса как правило менее эффективны в производстве ультрадисперсного зерна, но метод прокатки в калибрах более пригоден для крупномасштабного производства.

1.2 Механика разрушения конструкционных металлических материалов

На сегодняшний день имеется большое количество научных трудов по исследованию механизмов вязкого и хрупкого разрушения различных материалов, а также по изучению физики вязко-хрупкого перехода. Это упрощает процесс познания механики разрушения материалов и позволяет в достаточной степени прогнозировать поведения материала в конкретных условиях испытания материала на прочность.

Помимо изучения физической природы механики разрушения, в частности вязкого и хрупкого, происходит успешное исследование оценки упруго-деформированного состояния материала у вершины трещины или, а также практической оценки трещиностойкости этих материалов.

Значительный интерес в последнее время приобретают проблемы взаимодействия физических и металловедческих нюансов разрушения с критериями механики разрушения. Подобный способ дает понимание физической природы процессов появления и роста трещин при разных условиях нагружения, возможность правильнее понимать и разъяснять поведение материала на разных этапах разрушения. Широкие возможности в этом направлении дают исследования процесса разрушения с использованием комплекса физических методов, в том числе: электронной микроскопией и рентгеноструктурным анализом.

При однократных нагружениях металлических материалов различают следующие основные виды разрушения: вязкое, вязко-хрупкое, квазихрупкое, хрупкое, и смешанное разрушения. Разнообразие механизмов разрушения и отличия макро- и микростроений изломов для каждого вида разрушения, всё же возможность выявить общие признаки. Основные виды разрушения, отличия макро- и микростроения изломов, а также определяющие механизмы разрушения приведены в таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Основные виды разрушения металлических материалов при однократных видах нагружения

Вид разрушения	Вязкое	Квази-хрупкое	Хрупкое		Вязко-хрупкое		Смешанное
Макростроение излома	Косой или прямой со скосами, однородный, волокнистый	Прямой или слегка изогнутый (розеточный)	Прямой, однородный, кристаллический, блестящий или камневидный		Сосредоточенный (прямой со скосами, неоднородный)	Рассредоточенный (прямой со скосами, неоднородный)	Прямой, косой или прямой со скосами, однородный, матовый или бархатистый
Основной микрорельеф излома	Ямки	Фасетки квазискола и гребни отрыва	Фасетки и язычки скола	Межзеренные фасетки, вторичные трещины	Ямки, фасетки скола или межзеренные фасетки	Ямки, фасетки скола или межзеренные фасетки	Сочетание двух и более микрорельефов
Механизмы разрушения	Образование и слияние пор, отрыв перемычек	Образование и слияние пор в виде «линз» и разрыв перемычек с образованием отрывных гребней	Транскристаллитный скол	Интеркристаллитный скол	Образование и слияние пор, транс- или интеркристаллитный скол	Образование и слияние пор в сочетании с транс- или интеркристаллитным сколом	Сочетание двух и более микромеханизмов разрушения

Описанные в таблице 1.2 разрушения губы определяют не только разрушения при кратковременных нагрузках, но и с длительным периодом нагружения, вне зависимости от возникновения воздействия (механическая нагрузка, совместное воздействие механической нагрузки и химически активных сред, термические напряжения).

1.2.1 Механика вязкого разрушения

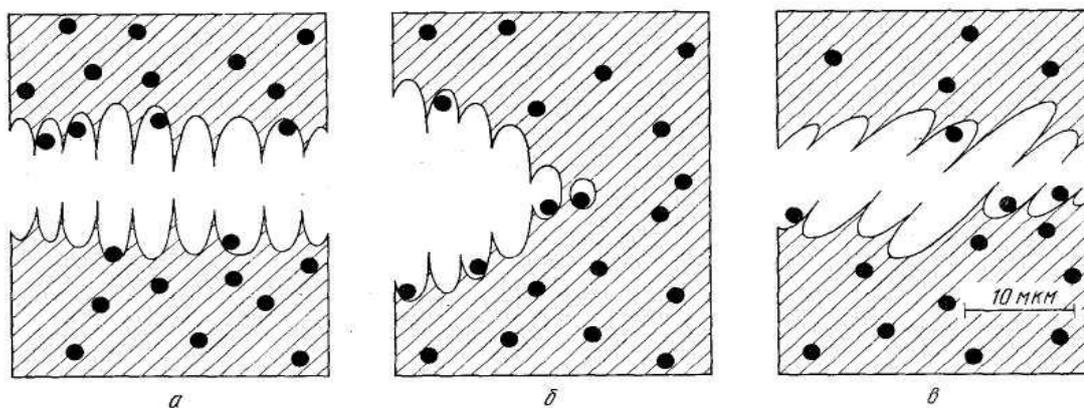
Хотя границы и условия окружающей среды имеют первостепенное значение, но практика говорит, что определенный материал хрупкий или ковкий. Первый признак этого вытекает из кривой напряжения деформации, зарегистрированной при испытании на растяжение до разрушения. Площадь под кривой является мерой для затраченной энергии перед изломом.

Из-за рассеивания связанного с пластической деформацией, часто встречается перелом сдвига в материалах, которые показывают пластичный перелом. При пластической деформации и таким образом рассеивания менее перелом является более хрупким.

Медленный рост трещины плотности энергии и важный процесс и на стадии появления и развития трещины являются определяющими характеристиками пластичного перелома. Энергии потребления процесса разрушения необходимо выполнить определенную работу в верхней части пластической деформации вязкой трещины. Этот тип опустошения происходит главным образом на принципе межзеренном, но есть случаи и внутризеренного разрыва. Генезис вязкого разрушения технических металлических материалов, связанных с образованием в области локализованных пластической деформации (утяжки) пористости материала.

Внутренние дефекты, ведущие к появлению трещин, такие, как, например, микропоры, часто появляются во время пластических смещения нерастворенных частиц второй фазы и включений, на границах зерен или в местах, где предполагается наличие дефекта концентрация пластика. Разделение материала по месту возникновения микропоры имеет возможность действовать как межзеренно так и внутризеренно. Во время роста пластической деформации микропоры растут, появляются новые; Расстояние между большими расслоениями уменьшается, границы,

разделяющей микропоры врозь, перерыв и происходит разрушение (рисунок 1.14).



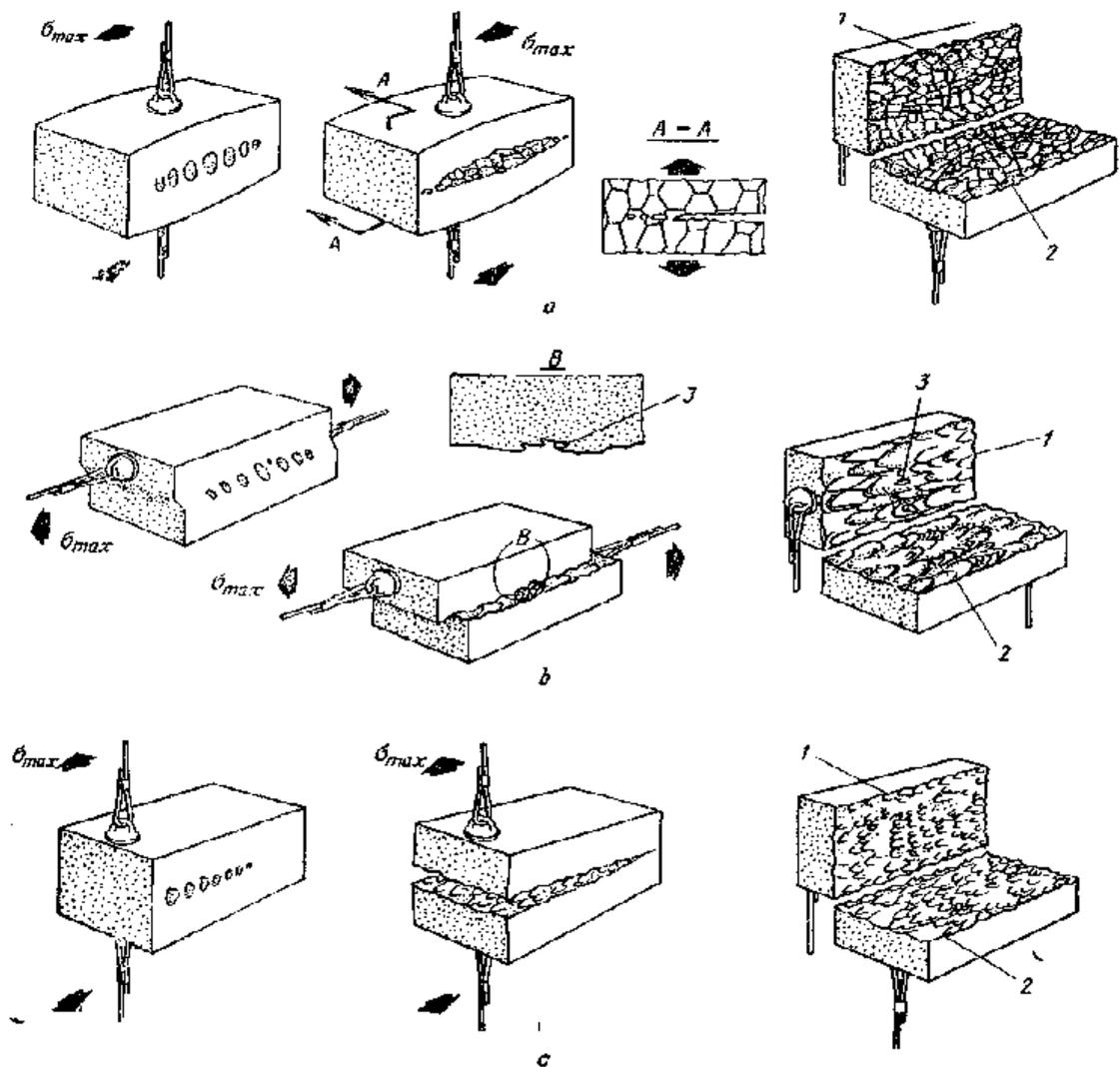
а- одноосное растяжение, б- внецентренное растяжение, в- ямки, возникшие при срезе

Рисунок 1.14 – Схема вязкого разрушения с образованием ямочного микрорельефа;

В результате разрушения вязких образцов наличествует много чашеподобных дефектов или ямок на поверхности излома.

Строение этих дефектов часто неоднородное. В промышленных материалах со свойственными для них значительными колебаниями геометрии и распределений дисперсных частиц имеет место быть большой интервал размеров и форм дефектов. По данным Бичема имеется 14 разновидностей получения ямок в зависимости от обстановки вблизи места зарождения трещины. Это дает возможность с помощью детального анализа их геометрии получить предполагаемые условия нагружения.

На геометрию дефектов оказывает влияние относительная траектория максимального напряжения, повлекшего разрушение. Дефекты классифицируют следующим образом (рисунок 1.15): равноосные ямки (растяжения), ямки сдвига, ямки отрыва.



а- равноосные ямки (растяжения); б- вытянутые ямки (сдвига);
 с- удлиненные ямки отрыва - «расклинивающий отрыв».

1- верхняя поверхность; 2- нижняя поверхность; 3- овальная ямка

Рисунок 1.15 – Схема влияния максимального напряжения (σ_{max}) на форму ямок, образующихся путем слияния микропор

Если активирован источник дислокации, он вызывает движение дислокаций, которые происходят в направлении границы зерна, которая является препятствием и дислокации накапливаются. Эта концентрация растет и приводит к концентрации напряжений на границе зерна, которая в конечном итоге приводит к разрушению, когда местные напряжения (касательное напряжение) достигает критического значения. Таким образом создаются еще источники дислокаций. Это возможный механизм для объяснения явления от одного зерна к другому.

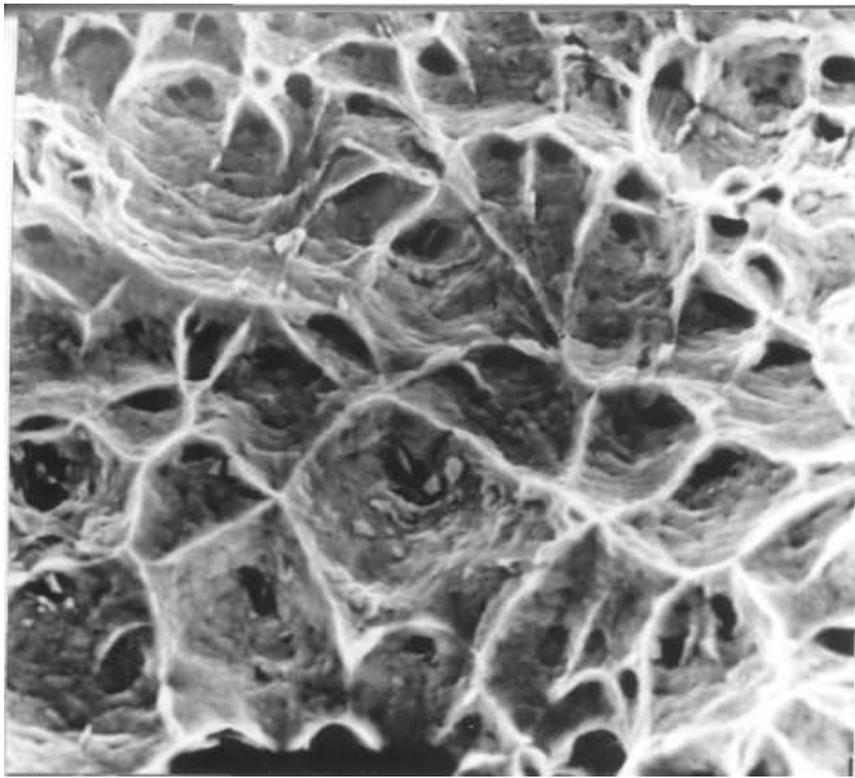
Однако размер зерна диктует размер дислокации скопления, расстояние, необходимое для преодоления, и плотность дислокаций, связаны. Это подразумевает, что мелкие зерна выше предела текучести.

Если подходящий объем твердых частиц в материале мелкозернистые, предел текучести увеличивается еще за счет присутствующих трех возможных механизмов упрочнения. То есть решение упрочнения, измельчение зерна упрочнение и частицы упрочнение. Если эти три механизма упрочнения активированы, то модель Холл-Петча не является подходящей моделью для объяснения упрочнения процесса, но материально упрочнение усиливается из-за этих механизмов. Это объяснение подходит имеет жизненно важное значение в понимании того, что размер зерна играет важную роль в определении свойств материала, например, повышение прочности и вязкости разрушения.

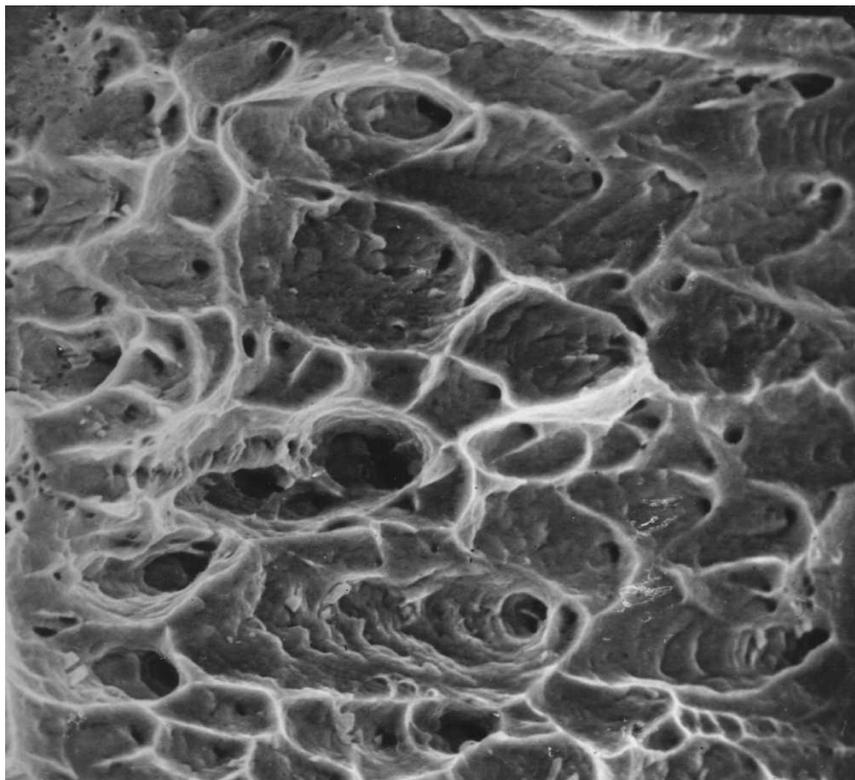
Сталь по-прежнему является одним из традиционных конструкционных материалов, широко используемых в промышленности. Высокая прочность и высокая вязкость стали является наиболее желательным продуктом. Однако, на самом деле, сила и прочность, как правило, противоречат друг другу. Если прочность стали увеличить ее пластичность, как правило, уменьшается, и наоборот. Состав и микроструктура стали являются основными факторами, контролирующими прочность и выносливость. Таким образом измельчение зерна высоко эффективный метод для того чтобы улучшить и прочность и твердость.

Прочность легко характеризуется Шарпи ударным испытанием с точки зрения переходной температуры, и вязко-хрупкой температуре внешнего вида перехода. В соответствии с Шарпи поглощенной энергией переходная кривая, оценивается как поглощенная энергия, соответствующая половине значения энергии верхней полки. Определяется как температура для 50% расщепления на поверхностях переломов Шарпи ударных образцов.

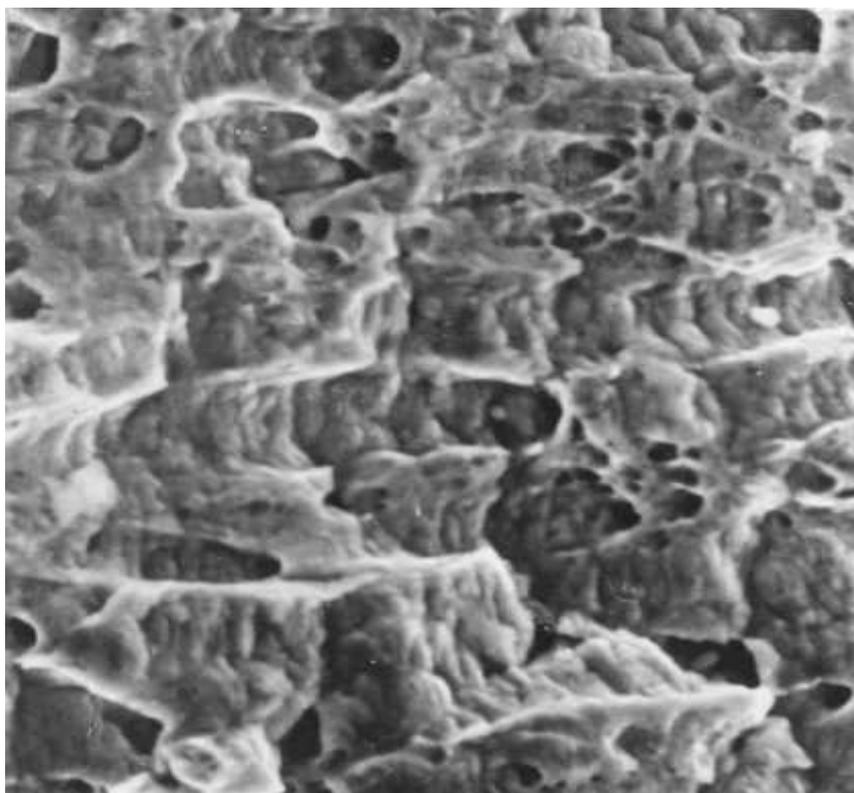
Обычные грубые зерна феррита/перлита стали часто демонстрируют близкое сходство этих двух показателей переходной температуры. Высокая энергия поглощенная в верхней области шельфа ассоциируется с пластичным переломом при микро-пустотном слиянии (т.е. разрывом впадины), тогда как низкая поглощенная энергия в нижней части шельфа ассоциируется с хрупким переломом расщепления. Для условно обработанных низкоуглеродистых сталей с размерами ферритового зерна более 10 нм, классическая работа выбора показала, что пластическая и хрупкая температура перехода является функцией укрепления механизма. Для увеличения силы текучести 9,8 МПа, если усиление происходит по дислокации, температура увеличится на 6 К; если по усилению дисперсии, температура увеличится на 4 К; если по размеру зерна измельчение, однако, температура будет уменьшаться на 10 К. Эффект размера зерна характеризуется формулой «Холл-Петча стиль»:



a)



b)



в)

а – равноосные ямки (H26T3); б – ямки сдвига (H32T3); в – ямки отрыва (40X4Г18Н8Ф). а, б, в – х 1000

Рисунок 1.16 – Ямочный микрорельеф поверхности излома аустенитных сталей

С этими отношениями, ожидается, что ультрадисперсные зерна стали улучшат ударную вязкость. Сообщаемые данные о ударной вязкости из ультрадисперсных зернистых сталей по-прежнему ограничены, отчасти из-за трудностей с получением достаточно большого количества образцов из лабораторий. Показан набор недавних результатов, сравнивающих две стали с ферритными размерами 6,8 и 1,3 нм соответственно. Верхний предел энергии УМЗ стали ниже, и переход области происходит в более широком диапазоне температуры, по сравнению с грубой зернистой стали. Температура для ультрадисперсных зернистой стали ниже, чем для грубой зернистой стали. Результаты, сообщенные Ханамура и др. также подтверждают, что низкоуглеродистая сталь с ультрадисперсных зернистой

феррит/цементит микроструктурой имеет гораздо меньшую температуру, чем у обычного феррита/перлита или закаленной микроструктуры.

В отличие от результатов Сонга и др., результаты Ханамура и др. показывают, что верхний предел энергии ультрадисперсных зернистой микроструктуры выше, чем у более грубой зернистой ферритовой/перлита микроструктуры для той же стали. Эффективный размер зерна является полезным измерением, чтобы охарактеризовать влияние размера зерна на ударную вязкость. Вместо того, чтобы использовать непосредственно измеренный размер зерна, Ханамура и др. [38] предложили использовать эффективный размер зерна в качестве переменной для измерения ударной вязкости. Определенно характеризуется как блок трещины путь, в котором трещина расщепления проходит в прямом режиме, чтобы сформировать грань, соответствующие микроструктурные единицы, имеющие конкретные кристаллографические ориентации и ограниченные большими углами зерна границ. Определенно можно экспериментально измерить от фрактографии.

Используя определенно принципиальную схему, 4 типа микроструктуры выстроены в ряд как определенно = 8 нм для ультрадисперсных зернистых феррита/цементит микроструктура, 20 нм для феррито/перлитной микроструктуры, 25 нм для закаленной микроструктуры, и 100 нм для микроструктуры. Этот рейтинг такой же, как рейтинг, с определенно меньшим имеющих более низкий уровень. В дальнейшем установлено, что определенно число определяется размером ферритового зерна для по предварительному размеру зерна аустенита, по размеру пакета мартенсита и размеру зерна феррита для микроструктуры. При таком знании, ударная вязкость может быть адаптирована к микроструктурной конструкции. По статистике, ударная вязкость для низкоуглеродистых сталей повторяет обратную тенденцию к силе текучести.

Обычная закалка может значительно увеличить прочность, но значительно снижает энергию удара. Ультрадисперсных зернистых сталей, обработанных с процессом, однако, может иметь в 16 раз более высокую

ударную вязкость, чем обычные закалки и закаленной стали. Чрезвычайно высокая ударная вязкость для этой "темпформед" стали обусловлена ультрадисперсных, удлиненными, волокнистыми ферритными зернами с кристаллической ориентацией вдоль направления качения, чередующихся с карбидами нанометрового размера. С такой микроструктурой, перелом образцы показали волокнистых расслоения, что, как полагают, чтобы ослабить трехосный стресс условия продвижения трещины наконечника, что приводит к высокой энергии удара.

Излом можно разделить на две характерные зоны:

- 1) относительно плоская центральная часть излома;
- 2) губы среза по краям
- 3) утяжка вблизи поверхности излома.

Утяжка при вязком разрушении показывает макропластическую деформацию образца.

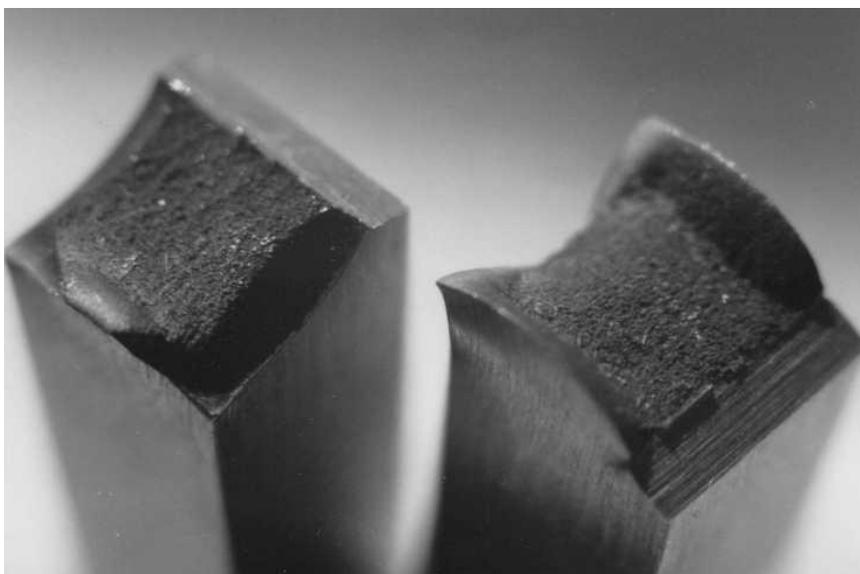


Рисунок 1.17 – Общий вид вязких изломов аустенитной стали

Обычно, Пластичному разрушению поддаются стали с ГЦК решеткой. Но бывают случаи внутризеренного разрушения и материалы с ОЦК решеткой при выходящих за верхнюю критическую температуру хрупкости. Наличие механизма разрушения по характеру вязкого излома утверждает

только о высокой энергоемкости процесса и значительном сопротивлении материала развитию трещины.

1.2.2 Механика хрупкого разрушения

Хрупкий тип разрушения – это скоротечный, неуправляемый процесс, часто являющийся основанием разрушения деталей и конструкций. Появление и рост подобной трещины имеет место быть в случае:

- 1) снижения температуры работы детали;
- 2) повышения интенсивности нагружения;
- 3) значительной величины поперечного сечения детали;
- 4) существования в детали пор или дефектов;
- 5) наличия в составе материала вредных примесей и пр.

Ультромелкозернистые стали с размерами зерна ниже около 1 нм предлагают возможность высокой прочности а также высокую прочность с традиционными стальными композициями. В настоящее время эти материалы являются предметом обширных научных исследований по всему миру. Сплав железо-углерод является одним из первых рассмотренных вопросов, при проектировании новой стали с целевыми механическими свойствами. Тем не менее, легирование стали не в полной мере позволяют определить механические свойства, а так же процесс процедуры, горячей прокатки и охлаждения, параметры термообработки и т.д., имеют жизненно важное значение. Например, та же сталь с различными условиями обработки может проявлять довольно большие вариации в свойствах. Точнее, химический состав с параметрами обработки определяет микроструктуру, которая, в свою очередь, определяет свойства стали.

Сталь определяется как железный сплав, содержащий C, MN и Si, которые обычно используются в качестве легированных элементов в стали.

Микросплавы, такие как Nb, Ti, V считаются эффективными, вызывая упрочнение, а также Микроструктурной уточнения в небольших количествах ниже 0,1 WT% (поэтому они называются микросплава элементами) и довольно широко используются в УМЗ стали. Подстановочные элементы легирования, такие как Mo, Ni, Cr и Cu, вводятся для подавления фазовых температур трансформации, т.е. для достижения определенного уровня усиления, так как прочность стальных конструкций сильно зависит от фазовой трансформации температуры. Соответственно, конструкция сплава ультрадисперсных зерновых сталей с различными структурами обычно опирается на:

- I) уровни углерода,
- II) достаточное легирование для получения желаемой температуры трансформации
- III) микро-легирования технологии в сочетании с термо Механически контролируемые процессы (тмсп).

Также, как передовые термо-механически процессы, так и тяжелые пластичные стратегии деформации использованы для того чтобы произвести ультрадисперсных зернистые стали. Оба подхода подходят для производства зерновых структур подмикрон с привлекательными механическими свойствами. Этот обзор описывает различные методы для изготовления ультрадисперсных зернистых сталей.

Поверхности образцов после разрушения, полученные в итоге хрупкого излома, обычно имеют кристаллическое строение. Характерные особенности:

- 1) блеск или наличие цвета фаз, которые расположены по периферии зёрен;
- 2) прямой излом;
- 3) признаков пластической деформации (скосы и зоны среза) отсутствуют;
- 4) утяжка материала около излома отсутствует.

Фотография характерного излома по механизму хрупкого разрушения приведена на рисунке 1.18.

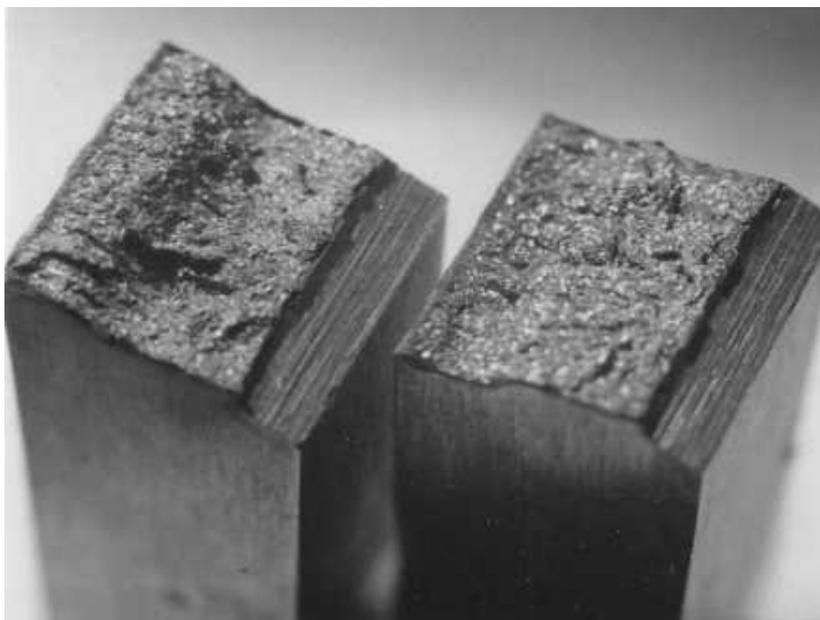


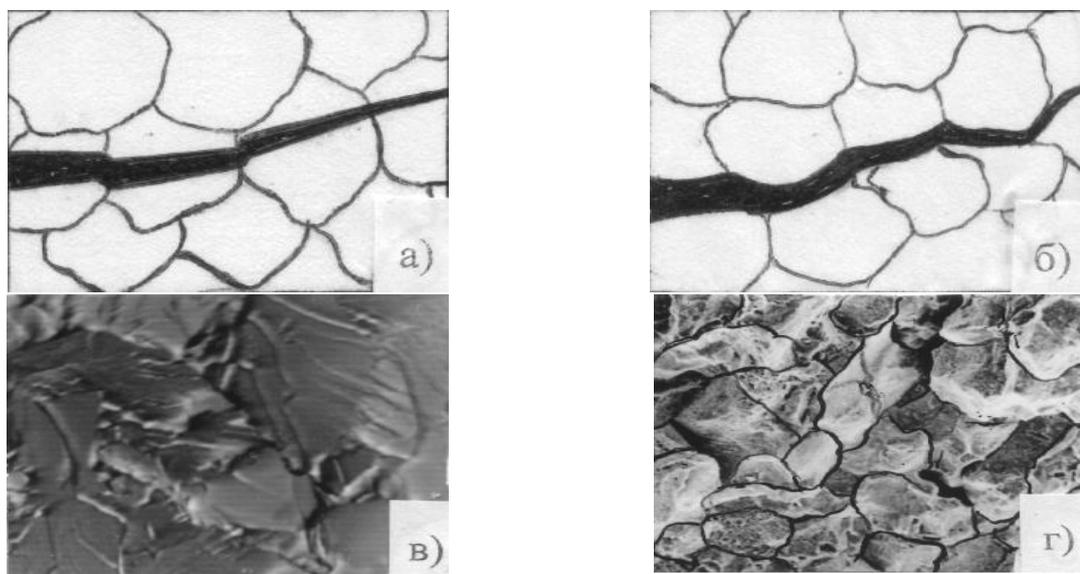
Рисунок 1.18 – Общий вид хрупких изломов стали

Хрупкое разрушение также как и вязкое может быть транскристаллитным и интеркристаллитным (рисунок 1.19 а, б).

В первом случае трещина зачастую развивается параллельно плоскости с малыми индексами. При значительном приближении изломов возможно разобрать дефекты скола со ступеньками в виде так называемых ручьистых узоров (рисунок 1.19 в). Таким выше образом разрушаются материалы с ОЦК- и ГПУ-решеткой. Разрушение по типу скола у материалов с ГЦК решеткой, обычно, не происходит.

Во втором случае рост трещины в однофазных материалах осуществляется по периметру зёрен, а в случае наличия на периметре второй фазы происходит параллельно плоскости между фазами или параллельно плоскости разрушения внутри фазы. Фотография микрорельефа интеркристаллитного вида по типу скола приведена на рисунке 1.19 г. Механика транскристаллитного хрупкого разрушения имеет место быть как

для материалов с ОЦК- и ГПУ-решеткой, так и для материалов с ГЦК-решеткой.

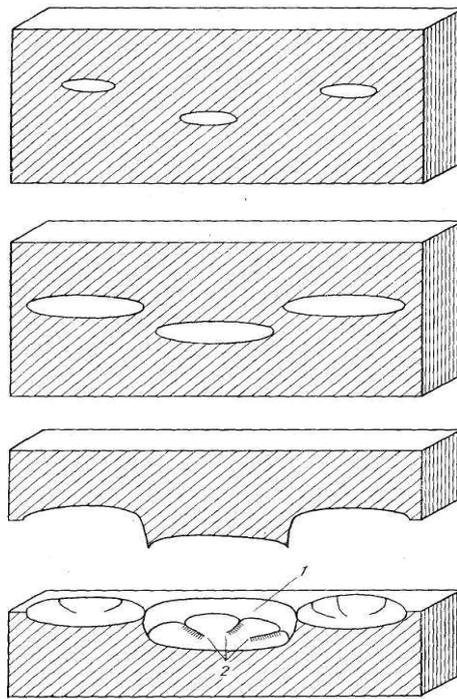


(а) и межзёрненного (интеркристаллитного) (б) хрупкого разрушения, а также соответствующие микрорельефы изломов (в, г)

Рисунок 1.19 – Схемы внутризёрненного (транскристаллитного)

1.2.3 Механика квазихрупкого разрушения

Квазихрупкое или квазивязкое разрушение по характеристикам близко к вязкому и имеет факты наличия изначальной пластической деформации, но, всё-таки, в значительной мере, исходя из энергоемкости процесса, ближе скорее к хрупкому типу, нежели к вязкому в связи с тем, что, противодействие разрушению довольно низкое. В процессе разрушения участки квазискола перемешиваются с ямками отрыва, происходящими при вязком разрушении. Это говорит о схожести протекания процессов разрушения.



1 – поверхность сдвига; 2 – отрывные гребни

Рисунок 1.20 – Схема образования квазискола (розеточный излом):

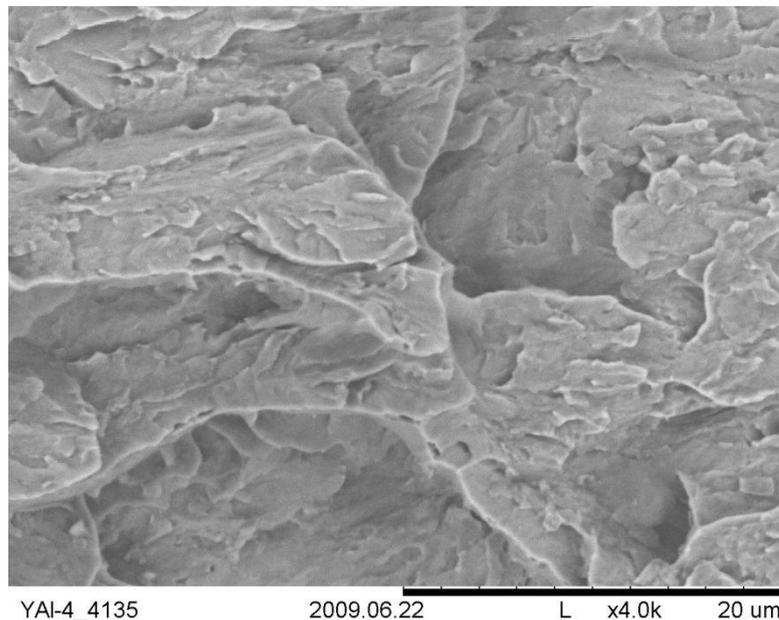


Рисунок 1.21 – Квазискол низкотемпературного ударного разрушения стали в ультрамелкозернистом состоянии, полученном после РКУП; x4000

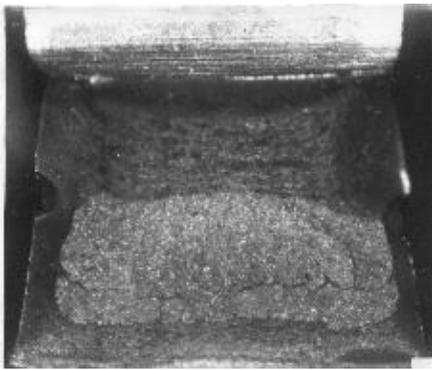
1.2.4 Механика вязко-хрупкого разрушения

Вязко-хрупким разрушением материалов является разрушение в интервале вязко-хрупкого перехода. При наблюдении поверхности изломов вязко-хрупкого разрушения различаются и вязкие, и хрупкие признаки. Распределение площадей поверхности вязкого и хрупкого излома на площади поперечного сечения детали или образца зависит от температуры, при которой произошло разрушение в соотношении с критическими значениями хрупкости исследуемого материала.

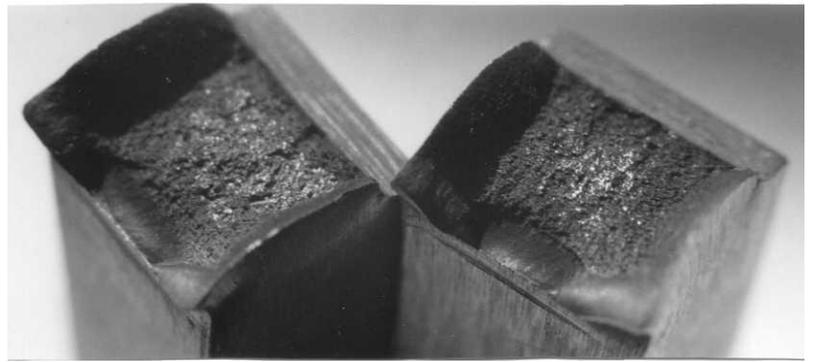
Изломы по виду распределения вязкой и хрупкой составляющих на поверхности классифицируют следующим образом:

- сосредоточенный излом (макронеоднородный излом, образованный при сосредоточенном разрушении) (рисунок 1.22 а);
- рассредоточенный излом (макрооднородный излом, образованный при рассредоточенном разрушении) (рисунок 1.22 б).

В первом случае на поверхности изломов появляются обособленные зоны вязкого и хрупкого разрушения, определяемые при наблюдении невооружённым взглядом. Хрупкое разрушение обычно сосредотачивается в центральной части, при этом получается область, называемая «хрупкий квадрат» (рисунок 1.22 а). Габариты области взаимосвязаны с отношением температуры разрушения и критической температуры хрупкости. При этом вязкое разрушение этого изломов распределяется вблизи очага разрушения, определяя вязкую зону l_c (критическую длину вязкой трещины).



а)



б)

(а) и рассредоточенного (б) вязко-хрупких изломов стальных образцов

Рисунок 1.22 – Общий вид сосредоточенного

Во втором случае поверхность получившегося (рассредоточенного) излома визуально представляется волокнистой с относительно равномерно расположенными хрупкими участками скола, отличающимися характерным блеском (рисунок 1.22 б). Микрофрактография подобных изломов представляет собой чередование зон с ямками отрыва и фасетками скола (рисунок 1.23). Такая текстура поверхности часто является причиной того, что тип разрушения называют смешанным. Поэтому необходимо учитывать, что в очаге разрушения вязко-хрупких изломов имеется локация сдвига θ , а по её периметру – губы среза.

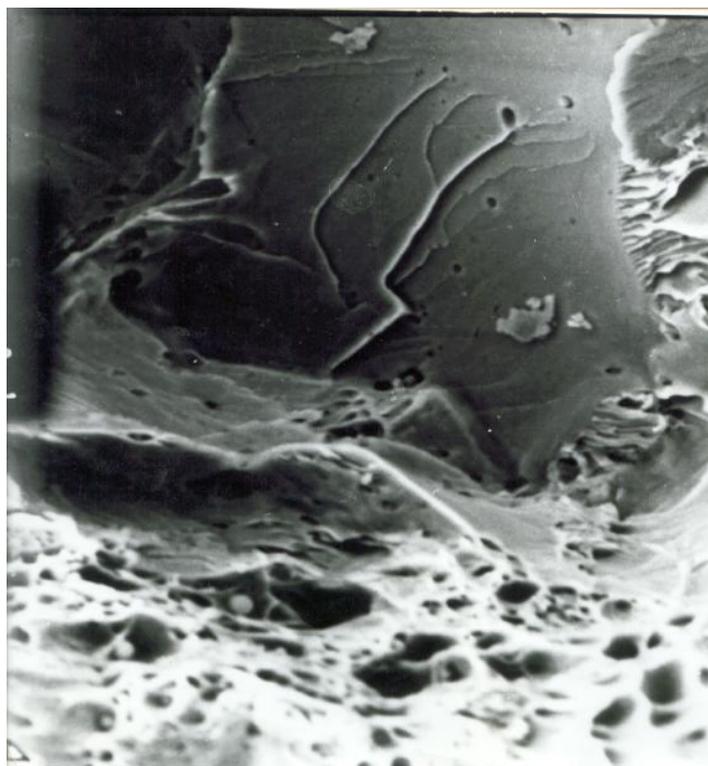


Рисунок 1.23 – Микрорельеф рассредоточенного ударного излома стали 45, полученного в интервале вязко-хрупкого перехода; x1000

1.2.5 Механика смешанного разрушения

Смешанное разрушение происходит в процессе разрушения материалов с ГЦК решеткой. Это могут быть аустенитные стали и сплавы цветных металлов в условиях плоской деформации, которые возникают при низких температурах, большой интенсивности нагружения и т.д., Ещё механике смешанного разрушения подвержены некоторые прошедшие термическую обработку инструментальные стали. Изломы образцов отличаются следующими признаками:

- 1) матовая и «бархатистая» поверхность;
- 2) излом ровный;
- 3) губы среза отсутствуют или имеются небольшие губы среза;

- 4) небольшая шероховатость;
- 5) металлический блеск отсутствует.

Фотография образца со смешанным характером разрушения приведён на рисунке 1.24, а микрорельеф – на рисунке 1.25.

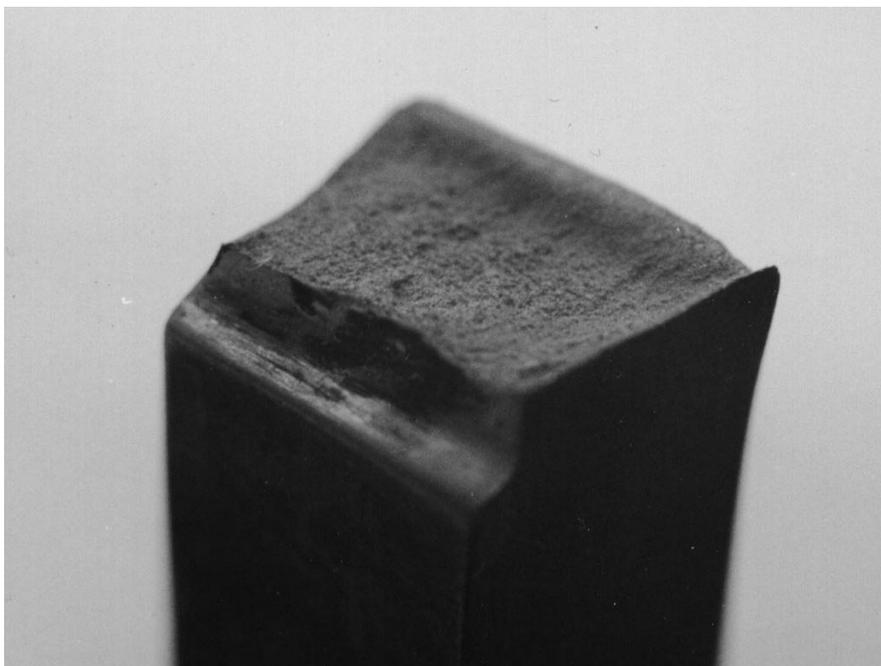


Рисунок 1.24 – Общий вид излома аустенитной стали со смешанным разрушением

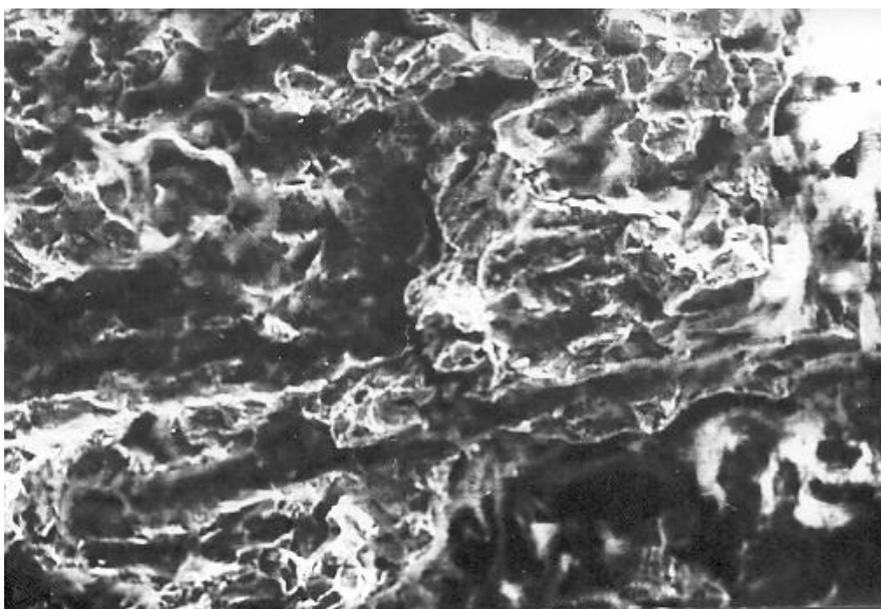


Рисунок 1.25 – Микрорельеф смешанного разрушения аустенитной стали. x300

Во время детального исследования таких изломов с помощью металлографического микроскопа можно увидеть наличие на поверхности почти всех видов микрорельефа: ямочный, квазискол, межзёрненное хрупкое разрушение и т.д. Соотношение видов разрушения на одном образце может быть различным и в разных сочетаниях, как, в принципе, и четкость их отображения. К примеру, в процессе смешанного разрушения локации ямочного отрыва отличаются мелкими ямками малой глубины, которые являются свидетельством небольшой местной пластической деформации материала.

1.3 Элементы механики разрушения при однократных видах нагрузки

На сегодняшний день имеется значительное количество трудов по исследованию механизмов вязкого и хрупкого разрушений металлических материалов и анализу принципов вязко-хрупкого перехода. Это поможет в применении получаемых данных в целях прогнозирования поведения материала в определённых условиях работ и проведения расчета конструкции на прочность.

Помимо исследования физических характеристик вязкого и хрупкого разрушения материалов проводится работа в других не менее важных направлениях механики разрушения – оценка упругодеформированного состояния у вершины трещины и экспериментальная оценка трещиностойкости материалов.

Вязкость разрушения является показателем количества энергии, требуемой для распространения имевшегося ранее дефекта. Это очень важное свойство материала, так как возникновение дефектов нельзя полностью избежать при обработке, изготовления или эксплуатации. Недостатки могут появиться как трещины, пустоты, металлургические включения, сварные дефекты, несплошности или некоторого сочетания этих параметров. Так как инженеры никогда не могут быть полностью уверены, что материал является свободным от недостатков, это обычная практика, чтобы предположить, что недостаток некоторого выбранного размера будет присутствовать в некотором количестве компонентов и использовать линейный упругий излом механики подход к разработке критических компонентов. Этот подход использует размер дефекта и особенности, геометрии компонента, Загрузка условий и свойств материала под названием трещиностойкость оценивает компонент, содержащий дефект способность противостоять излому.

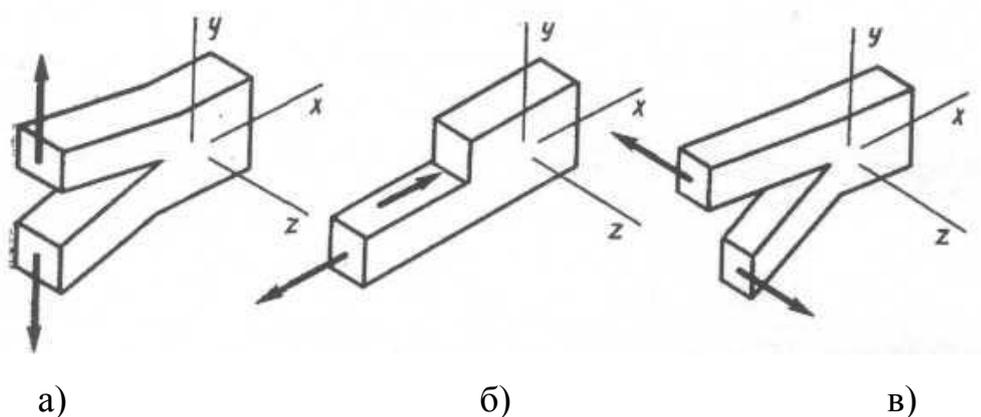
1.3.1 Основные сведения о механизме разрушения

При изучении механики разрушения следует помнить о том, что в всегда существуют различные дефекты, такие как вакансии, сдвиги, трещины и др. Также нужно установить, способна ли приложенная нагрузка спровоцировать развитие трещины в этом конкретном месте, и в положительном случае предопределить последовательность ее дальнейшего роста. Основные понятия, используемые при таком подходе, формулируются следующим образом.

Зона разрушения – малая область в окрестности трещины, в которой развивается разрушение.

Фронт трещины – линия, соединяющая противоположные берега трещины. При постепенном разделении 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 трех три основных вида разрушения (рисунок 1.26).



а – тип I (отрыв); б – тип II (поперечный сдвиг); в – тип III (продольный сдвиг)

Рисунок 1.26 – Основные виды трещин

При трещине типа «отрыв» деформация происходит следующим образом – края трещины отдаляются друг от друга в плоскости xu , сохраняя симметричность относительно плоскости xz .

При поперечном сдвиге деформация представляет собой смещение поверхностей трещины относительно оси x .

При продольном сдвиге углы трещины совершают взаимное смещение друг относительно друга в плоскости xz параллельно оси z .

Необходимо акцентировать внимание на том, что в действительности при испытании образцов у вершины трещины возможно осуществление не только одного из описанных ранее видов разрушения, но и их комбинация. Обычно такое разрушение происходит при реализации в большей степени какого-либо одного типа трещины, а другого – в меньшей степени. Теория

механики разрушения не проводит четкой связи между самим механизмом разрушения и типом трещины. Но разрушение по типу I, в отличие от остальных, имеет только перпендикулярные растягивающие напряжения, поэтому, отсутствует макропластическая деформация. Следовательно, такое разрушение возникает во время роста по механизму скола хрупкой трещины. При других типах разрушения в основе своей имеют место быть тангенциальные напряжения. Отсюда можно сделать вывод, что такое разрушение происходит с реализацией макропластической деформации, из-за прослеживается связь с вязким разрушением.

Следовательно, проанализировав приведённые виды разрушения, можно утверждать, что разрушение по типу I является самым опасным и неблагоприятным из всех видов разрушения, показанных на рисунке 1.26. Наряду с тем, что такое разрушение происходит по механизму хрупкой трещины, оно ещё имеет самую низкую энергоёмкость.

1.3.2 Пластические зоны и локальные напряжения материала у вершины трещины

Основываясь на теории упругости можно утверждать, что при давлении на образец напряжения, возникающие около вершины трещины или какого-либо внутреннего дефекта, пытаются достичь бесконечно больших значений. Человечеству пока не известен такой материал, который способен был бы при таком напряжении рост сопротивляться разрушению. В связи с этим при достижении напряжением у вершины трещины значения, равного пределу текучести исследуемого материала σ_t , в обозначенном месте материал меняет свои механические зоны свойства – становится пластичным. Такой переход в пластическое состояние образует так называемую пластическую зону (рисунок 1.27).

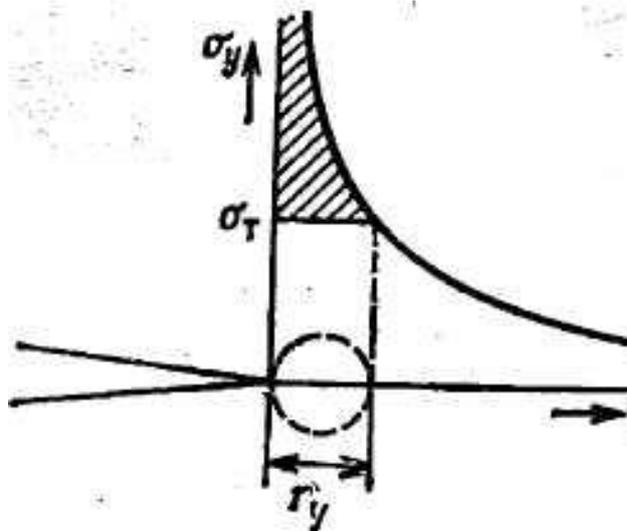


Рисунок 1.27 – Распределение напряжений перед трещиной и формирование пластической зоны

Из-за того, что смещение слоёв материала во время образования пластических зон достигается обычно за счёт объединения деформаций сдвига под углом 45° , то геометрия самой пластической зоны, в основном, отличается от круга, получаясь вытянутой по траектории сдвига материала. Пластические зоны, а точнее их число, геометрия и габариты, определяются видом нагружения и местного распределения напряжений в материале около вершины трещины. Определение количества, формы и размеров пластических зон имеет практическую значимость при анализе физики и механики разрушения и при решении проблем прогнозирования и выявления разрушения материалов и конструкций.

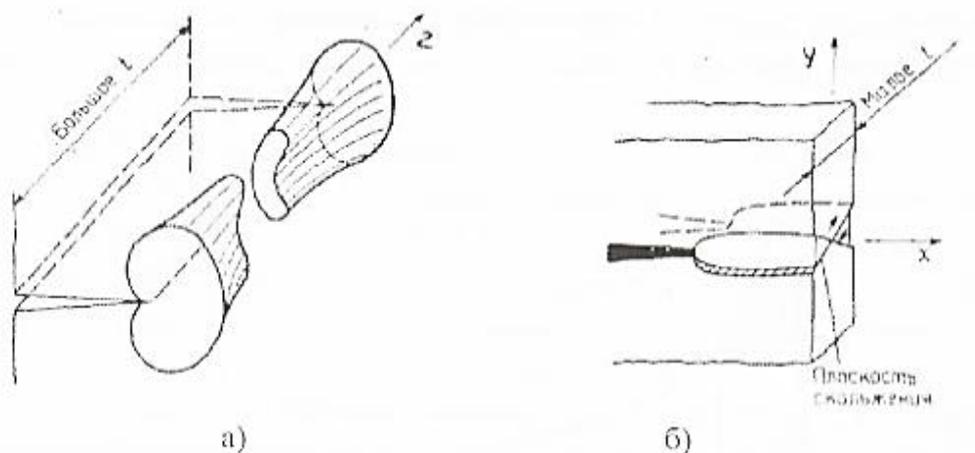
Во время роста трещины в материале у ее вершины имеет место быть образование разных локальных напряженных состояний (ЛНС). Это зависит от:

- 1) толщины образца или детали,
- 2) температуры испытания,
- 3) скорости нагружения,
- 4) других внешних или внутренних факторов.

В механике разрушения различают два вида предельного локального ЛНС материала: плоско деформированное (ПД) и плоско напряженное состояние (ПН).

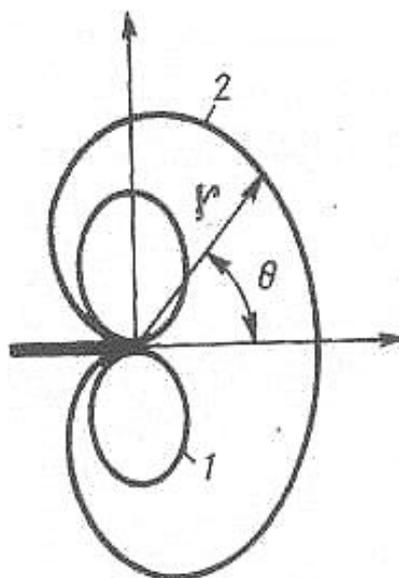
В случае, когда толщина образца t значительна, то, как минимум, в середине сечения у вершины трещины обуславливается локализованный участок зоны разрушения (рисунок 1.28 а). В нём происходит образование состояния плоской деформации ($\varepsilon_z \approx 0$). На этом участке смещение металла по оси Z достаточно мало, вследствие препятствия движению окружающим упругим материалом. Изменение формы будет происходить лишь в плоскости того $X - Y$. В связи с этим при ПД пластическая зона будет не больших размеров, а конфигурация данной ямки, как показывает анализ поля упругих напряжений у вершины трещины, будет иметь вид «бабочки» (рисунок 1.29). Теоретически рассчитанный размер пластической r_1 , образовавшейся в условиях плоской деформации, равен:

$$r_1 = \frac{1}{6} \cdot \pi \cdot \frac{K_I^2}{\sigma_T} \quad (7)$$



в случае большой (а) и малой (б) толщины t

Рисунок 1.28 – Изменение формы и размеров пластической зоны по толщине образца или детали



в условиях плоской деформации (1) плоского напряженного состояния (2)

Рисунок 1.29 – Конфигурация пластических зон

При малой толщине образца t в виду близкого расположения свободных поверхностей, препятствий процессу пластической деформации не будет, по оси Z (рисунок 1.28 б). В такой ситуации около вершины трещины происходит условие плоского напряженного состояния ($\sigma_z \approx 0$). Основываясь на вычислениях по соотношениям механики разрушения, при ПН форма пластической зоны преобразуется и растягивается параллельно траектории развития трещины (рисунок 1.29), а величина зоны отличается трехкратным увеличением относительно ПД, в соответствии с формулой

$$r = \frac{1}{2} \cdot \pi \cdot \frac{K}{\sigma_T}^2 \quad (8)$$

Стоит подчеркнуть, что смена ЛНС материала получается не только при манипулировании толщиной образца, но также и в разных сечениях, и даже зонах сечения одного и того же образца. Ранее было описано, что при значительной толщине образца в среднем сечении форм проявляется условие ПД. Но в сечении, близком к свободной поверхности образца, имеет место

быть достаточная свобода для появления пластического течения материала. Получается, что в рассматриваемом сечении образца выполняется условие ПН состояния материала (рисунок 1.28 а), реализующееся в появлении у свободных поверхностей образца губ среза, которые имеют вязкий механизм разрушения. В случае малой толщины t , условие ПН состояния выполняется на протяжении всего сечения образца. Это демонстрируется характерной деформированностью образца (рисунок 1.28 б).

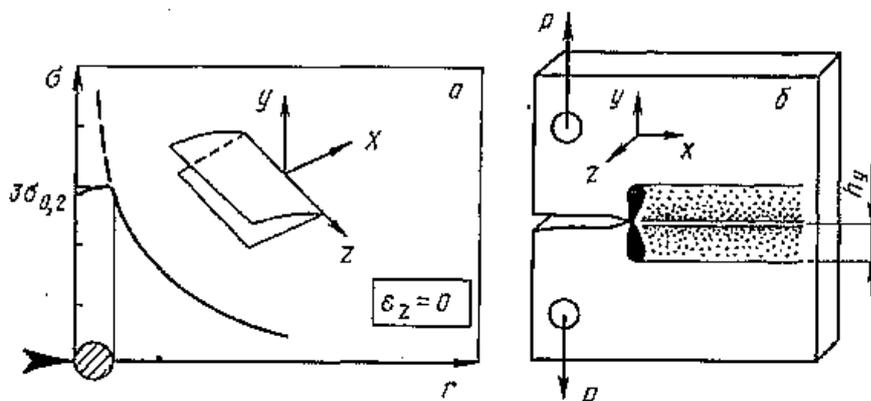
Получается, опираясь на основы механики разрушения, можно сделать вывод, что пластические зоны, реализующиеся у вершины трещины в условиях ПД и ПН состояния, имеют различия и по конфигурации, и по габаритам. Данный факт непосредственно влияет на механизм разрушения и на сопротивление материалов росту трещины. Для полноценности рассмотрения образования пластических зон во время разрушении образцов при однократных нагружениях, следует помнить про следующие нюансы:

1) при испытаниях некоторых материалов, кроме описанных выше предельных значений ЛНС материала (ПД, ПН состояния), у вершины трещины имеет место особое состояние, являющееся переходом от ПД к ПН. Такое возможно случае смешанного разрушения материалов с ГЦК-решёткой;

2) по данным различных испытаний и экспериментов, во время разрушения материалов в условиях ПН состояния, а, в некоторых случаях, и в перехода от ПД к ПН, около вершины трещины образуются две пластические зоны: макрозона g_u , отличающаяся слабой деформацией, и микрозона g_{uh} , характеризующаяся сильной деформацией, значениями и параметрами кривизны кристаллического строения исследуемого материала в рассматриваемых зонах.

На основе описанного ранее следует изучить принцип преобразования пластических зон в случае однократных нагружений роль при возникновении разных видов ЛНС у вершины трещины.

Во время непосредственно самого разрушения металлических материалов в условиях ПД напряжения, появляющиеся при давлении на образец, в вершины трещины будут равны σ_T . Это является показателем так называемого эффекта затупления трещины. После возникает значительное увеличение напряжения до эффективного напряжения текучести $3\sigma_T$ (рисунок 1.30 а). В случае у вершины трещины образуется единственная пластическая зона h_y . В результате развития трещины на протяжении всего образца вблизи поверхности изломов на небольшой глубине с помощью рентгенографии определяется зона, глубиной h_y (рисунок 1.30 б).

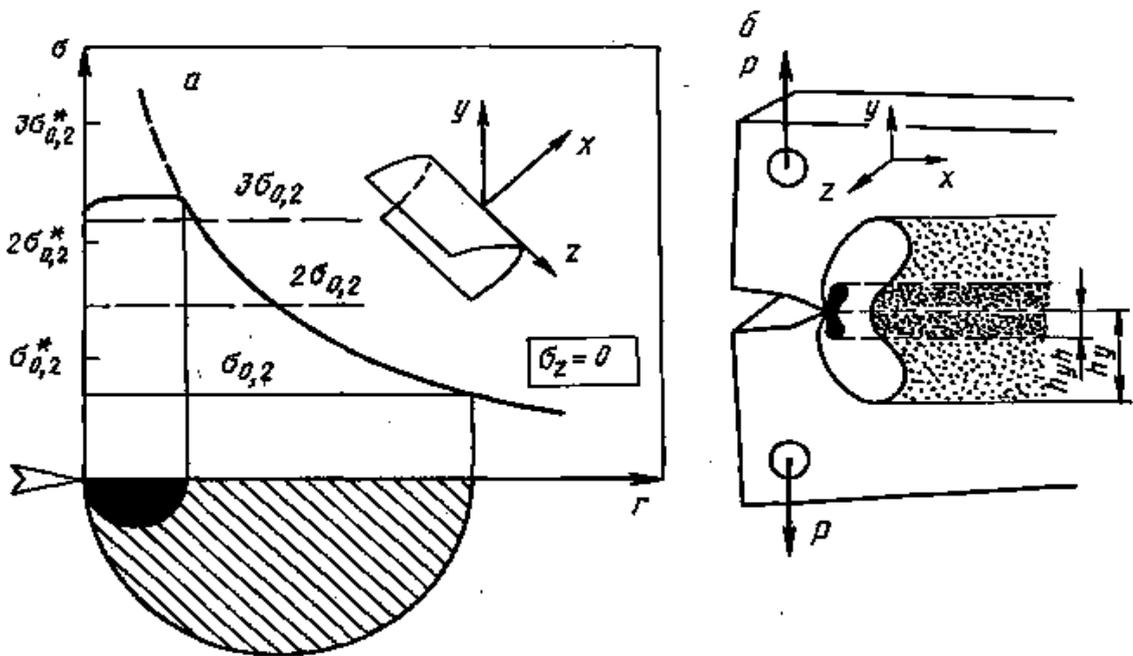


у вершины трещины (а) и под поверхностью изломов при ее распространении (б) в условиях плоской деформации (h_y - глубина пластической зоны под поверхностью изломов)

Рисунок 1.30 - Схема формирования пластической зоны

Образцы, имеющие стандартные пропорции, но разные абсолютные размеры производят различные значения для K_I . Это происходит, потому что энергия изменений дефектоскопа с толщина образца до тех пор, пока толщина превышает некоторое критическое измерение. После того, как толщина превышает критическое измерение, значение K_I становится относительно постоянной и это значение, КИН, является свойством материала. Отношения между интенсивностью напряжений, K_I и

трещиностойкостью, похожи на связь между энергией и растяжением. Интенсивность напряжений представляет уровень «энергии» на кончике трещины и трещиностойкость, наибольшее значение интенсивности напряжений материал в очень специфических условиях, которые материал может выдержать без разрушения. Как стресс-фактор интенсивности достигает значения происходят нестабильные переломы. Как материал и другие механические свойства, часто сообщается в справочниках и других источниках (рисунок 1.31 а).



(а) и под поверхностью изломов при ее распространении (б) в условиях плоского напряженного состояния (h_y - глубина слабodeформированной макрзоны, h_{yH} - глубина сильнодеформированной микрзоны)

Рисунок 1.31 - Схема формирования пластических зон у вершины трещины

После прохождения трещины через образец или деталь, с помощью рентгеноструктурного анализа под поверхностью полученных изломов выявляются две пластические зоны, глубиной h_y и h_{yh} (рисунок 1.31 б).

Если разрушение материала происходит в переходной области от ПД к ПН, то возникающие напряжения, непосредственно в вершине трещины будут, как и в предыдущих случаях, равны σ_t , а затем будет наблюдаться резкое повышение напряжения до эффективного напряжения текучести, которое в отличие от случая ПД не достигнет величины $3\sigma_t$ (рисунок 1.32). В этих условиях размеры слабдеформированной макрзоны h_y будут меньше, чем при ПН (рисунок 1.31).

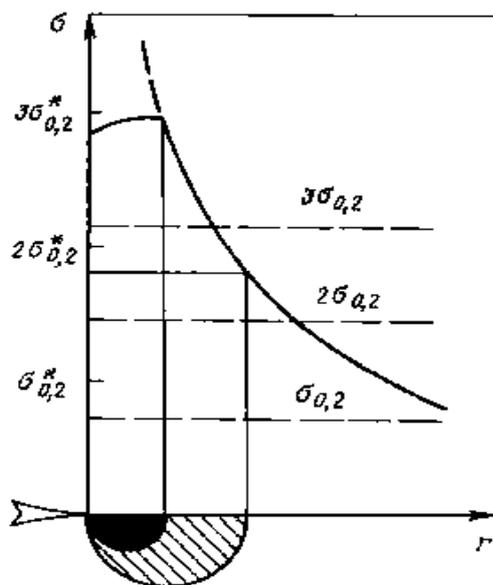
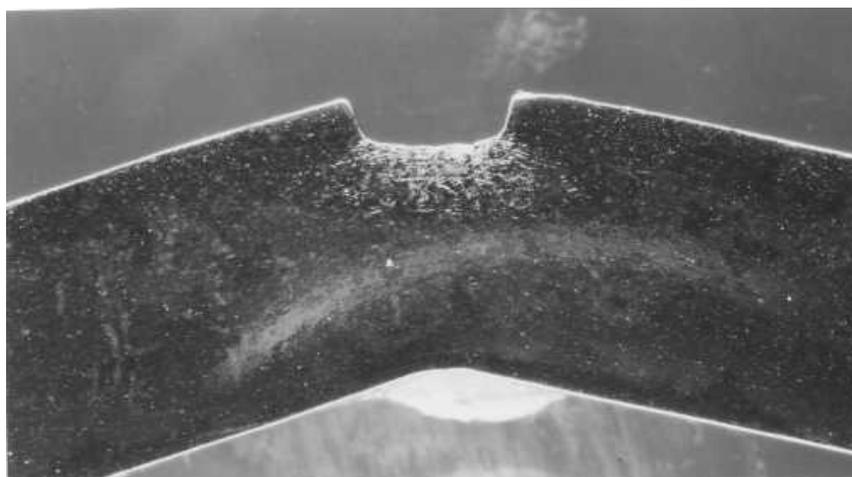


Рисунок 1.32 - Схема формирования пластических зон у вершины трещины в переходной области от ПД к ПН

Когда материал с трещиной загружается в напряженности, материалы развиваются пластическими слоями, как текучесть превышает в регионе недалеко от оконечности трещины. Материал в поле напряжения кончика трещины, расположенный недалеко от свободной поверхности, может деформироваться сбоку (в z направлении изображения), потому что там

может быть не подчеркивает перпендикуляр к свободной поверхности. Состояние стресса, как правило, для двухосных и материалов перелома характерным пластичным образом, с 45° сдвига губы формируется на каждой свободной поверхности.

Однако материал от свободных поверхностей относительно толстого компонента не является бесплатным для боков деформируются как он ограничен окружающий материал. Напряженное состояние при этих условиях, как правило, триаксиальные оплетки и есть нулевой штамм перпендикулярно оси стресс и направление распространения трещины, когда материал загружается в напряженности. Это состояние называется «самолет штамм» и встречается в толстые плиты. В условиях самолет штамм, материалы ведут себя по существу упругой до перелома стресса достигается и затем происходит быстрое разрушение. Поскольку отмечается небольшое или никакое пластической деформации, перелом этот режим называется хрупкому разрушению.



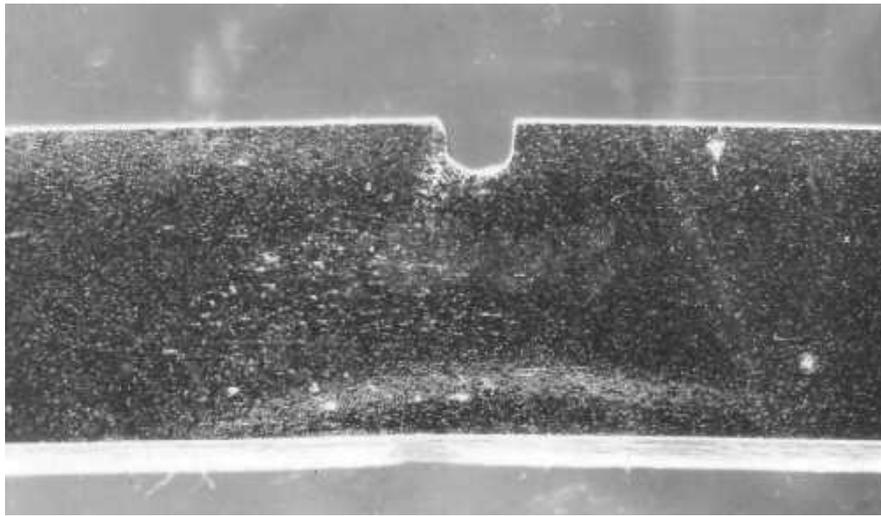
а)



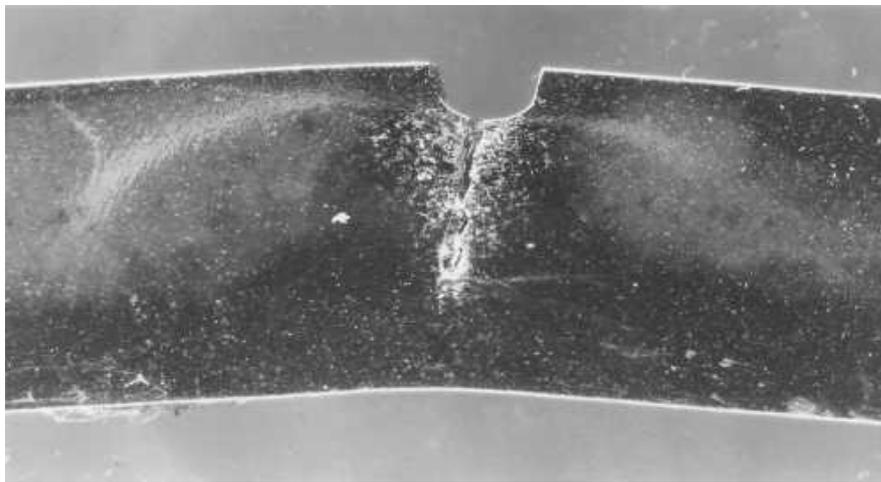
б)

а) $\varphi = 250$; б) $\varphi = 380$

Рисунок 1.33 – Распределение мартенсита деформации на боковой этой поверхности ударных образцов закаленной стали Н32Т3, деформированной при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ на разный угол изгиба.



а)



б)

а) $\varphi=5^{\circ}$; б) $\varphi=10^{\circ}$

Рисунок 1.34 - Распределение мартенсита деформации на боковой поверхности ударных образцов состаренной стали Н32Т3, деформированной при температуре – 196 °С на разный угол изгиба.

При выполнении теста вязкость разрушения, наиболее распространенные конфигурации образца испытания являются излучине одного края паз (SENB или три точки изгиба), и компактный натяжные образцы (СТ). Из вышеизложенного очевидно, что точного определения вязкости разрушения самолет штамп требует образца, толщина которых превышает некоторые критические толщина (В).

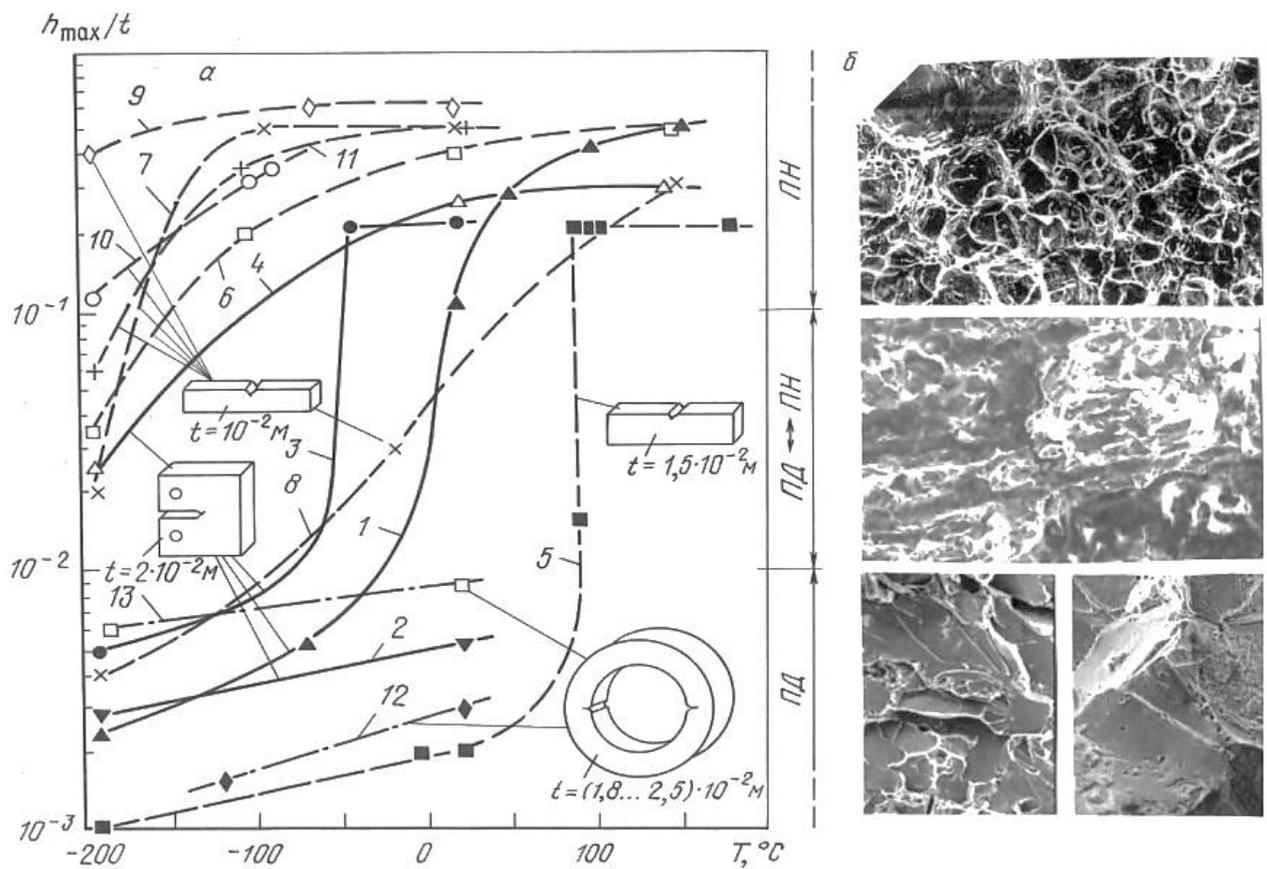
1.3.3 Связь локального напряженного состояния с механизмом разрушения изделий и кинетикой развития пластических зон.

Так же, как эластичные свойства материалов, как упругих модулей и прочность, различаются класс материала, так что тоже делает графиков прочность рисунок 1 перелом силы против вязкость разрушения для различных материалов и материалов classes3 однако, в отличие от большинства упругие свойства, вязкость разрушения показывает широкий разброс материалы, о 4 порядков как можно ожидать, металлов держать высокие значения вязкости разрушения поскольку трещин не может легко распространять в жесткая материалов, это делает металлов обладают высокой устойчивостью к растрескивание под нагрузкой и дает их напряженно деформированного кривой большой зоны пластичного течения сравнительно, инженерные керамики имеют меньше вязкость разрушения, которое приводит к простоте крекинга, но показать исключительное улучшение в стресс перелом, который приписывается их 15 порядков, увеличение прочности, относительно металлов следует отметить это трещиностойкость композиционных материалов сделаны путем объединения инженерных керамики с инженерные полимеры в зоне инженерных сплавов, который значительно превышает отдельных трещиностойкость составных материалов

В пределах групп материалов классов есть дальнейшее подразделение, которое зависит от отношения между прочностью и между различными подгруппами материала овалы, или "balloons «в рамках каждого материала класса, как правило, имеют склоняя тенденцию, которая описывает подгруппы прочность прочность отношений например, возьмем сплава системы склоняя тенденцию эта связь указывает, что в классе сплава увеличение численности приводит к снижению вязкости разрушения независимо от укрепления механизм, используемый для этой причине, это

полезно думать о увеличении численности в инженерных сплавах как прямое снижение трещиностойкости, который связан с низкой пластичностью материала. Однако, это не тенденция для других материалов. Классы в качестве первого примера рассмотрим полимерные пены и пористой керамики. В прямом противоречии сплавов, тенденция в этот класс материала является восходящей. Склон явно, когда увеличивается сила этих материалов мы можем ожидать увидеть в сопровождении увеличения трещиностойкости. В самом деле, в подгруппе базальной и золы мы наблюдаем закрытие на один порядок величины увеличения обоих свойств, вести себя так же, как это под сжатия стресс и напряжение при растяжении, однако, было показано пористой керамики значения ударной вязкости разрушения десять раз ниже под напряжением, что такое поведение наиболее легко может быть понято, рассматривая пористость этих материалов, где эти пустоты могут быть смоделированы как существовавшие ранее трещины, которые повышают энергию нуклеации трещин при стрессе и препятствуют распространению этих трещин. Обратите внимание, что инженерных керамики также показывают ту же склоняющую тенденцию как пористой керамики, однако, склон является гораздо больше, что делает его менее заметным в шкале журнала.

В общем материалы, которые находятся на верхнем оставил большую часть диаграммы используются для разработки отказа системы против потока, потому что эти материалы дают перед они являются сломана, а материалы на самой нижней правой части схемы используются для разработки системы Отказ против разрушения, потому что эти материалы перелом до уступая



а - статистическое (1-4), ударное (5-11) и импульсное (12,13) нагружения;

б - микрорельефы изломов при ПД, Пн и переходной области от ПД к ПН.

1 - сталь 20; 2 - сталь 40; 3 - 15Х2МФА; 4 - 03Ч13АГ19; 5 - сталь 45;

6 - 40Г18Ф (закалка); 7 - 40Х4Г18Ф (закалка);

8 - 40Х4Г18Ф (закалка+старение); 9 - Н26Т3 (закалка);

10 - Н32Т3 (закалка); 11 - Н26Х5Т3 (закалка выше + старение);

12 - сталь 3; 13 - 40Г18Ф (закалка).

Рисунок 1.35 - Температурная зависимость отношения h_{max}/t для материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки)

Рассмотрим тело с недостатками трещин, подлежит нагрузке; стабильность трещины можно оценить следующим, которую мы можем предположить, для простоты, что загрузка постоянного перемещения или перемещение контролируемых типа как загрузка с винтовой домкрат; Мы также можем упростить обсуждение, характеризующие трещины по своей

площади, A если учесть прилегающие состояние тела как один с более широкой областью русификатор + Да, мы можем затем оценить энергия деформации в двух государствах и оценки скорости выхода энергии деформации

Ставка исчисляется в отношении изменения в зоне трещины, так что если мы используем U для деформации энергии, энергия деформации освободить курс численно dU/dA , следует отметить, что для тела, загруженной в режиме постоянного перемещения, перемещение применяется и уровень сил $d\sigma$ Тед жесткость или соответствие тела Если трещина увеличивается в размерах, уменьшается жесткость, поэтому уровень сил будет уменьшаться это сокращение в силу уровня под тот же уровень напряжения смещения указывает, что упругие деформации энергии, запасенной в организме снижение — это были освобождены соответственно скорости выпуска энергии деформации термин, который обычно обозначается символом G

Скорость выхода энергии деформации выше для высоких нагрузок и более широких трещин, если штамм энергии так превышает критическое значение G_c , то трещина будет расти спонтанно для хрупких материалов, G_c может быть приравнено к поверхностной энергии двух новых поверхностей трещины; другими словами в хрупких материалов, трещины будут расти спонтанно Если штамм энергия, выделяющаяся равен или больше, чем энергия, необходимая для расти трещины поверхности условие стабильности может быть записана как

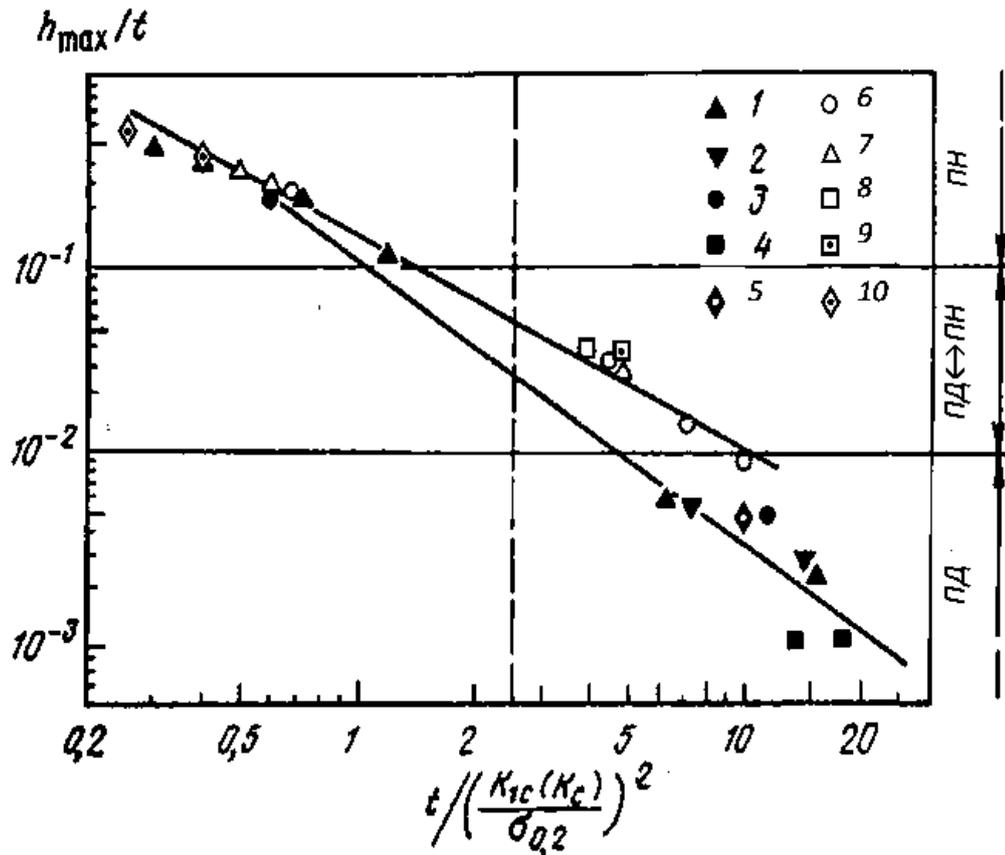
Упругая энергия выпуска = поверхностной энергии создания

Если упругой энергии меньше, чем критическое значение, то трещина не будет расти; равенство означает нейтральный стабильности и если штамм энергии релиз ставка превышает критическое значение, трещины начнет расти в условиях нестабильной для пластичных материалов, энергии, связанные с пластической деформации должен приниматься во внимание, когда есть пластической деформации на кончик трещины, как это

происходит чаще всего в металлах энергии для распространения трещины может увеличиться на несколько порядков, как работа, связанная с пластической деформации может быть гораздо больше, чем в таких случаях критерий устойчивости поверхности энергии должен быть перезапущен как

Упругая энергия выпуска = поверхностной энергия + энергия деформации

Эта проблема также может быть сформулировано с точки зрения стресс вместо энергии, приводит к термины стресс-фактор интенсивности K или K_I для режима, которую K_I и стресса от интенсивности фактор количества K_{IS} и ИКК эти K_{IS} и ИКК и т.д. обычно именуется как трещиностойкость, хотя это эквивалентно использовать значения G_c типичная для K_{Ic} 150 МН/м^{3/2} для пластичные металлы очень жесткая, 25 хрупким и 1 – 10 очки и ломкие полимеров уведомления различные единицы.



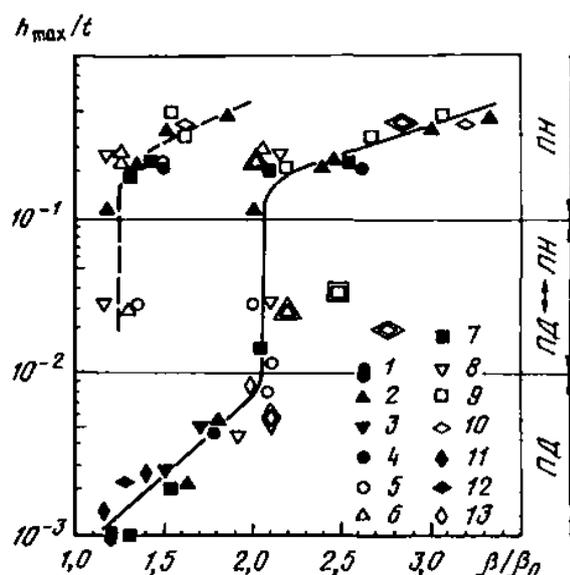
- 1 - сталь 20; 2 - сталь 40; 3 - 15X2МФА; 4 - сталь 15;
 5 - сталь 10 (после РКУП); 6 - Д16; 7 - 03X13АГ19; 8 - АК4-1;
 9 - АК4-1 (после РКУП); 10 – АК4-1 (после РКУП)

Рисунок 1.36 - Связь критериев h_{max}/t и $t/(K_{1c}(K_c)/\sigma_{Q2})^2$ для материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки) при испытании на статическую трещиностойкость обычных (КЗ) материалов (1–4, 6–8) и материалов с УМЗ структурой (5, 9, 10):

Рисунок 1.37 показывает, 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. Отметим на данной зависимости три области:

- 1) При ПД $\beta/\beta_0 \leq 2,0$.
- 2) В переходной области от ПД к ПН - $\beta/\beta_0 = 2,0 - 2,1$.
- 3) При ПН состоянии - $\beta/\beta_0 \geq 2,1$.

Если на поверхности изломов аустенитных сталей образуются мартенситные фазы или деформационные двойники, то при съемке поверхности таких изломов установить зависимость $h_{\max}/t - \beta/\beta_0$ не представляется возможным (рисунок 1.30).

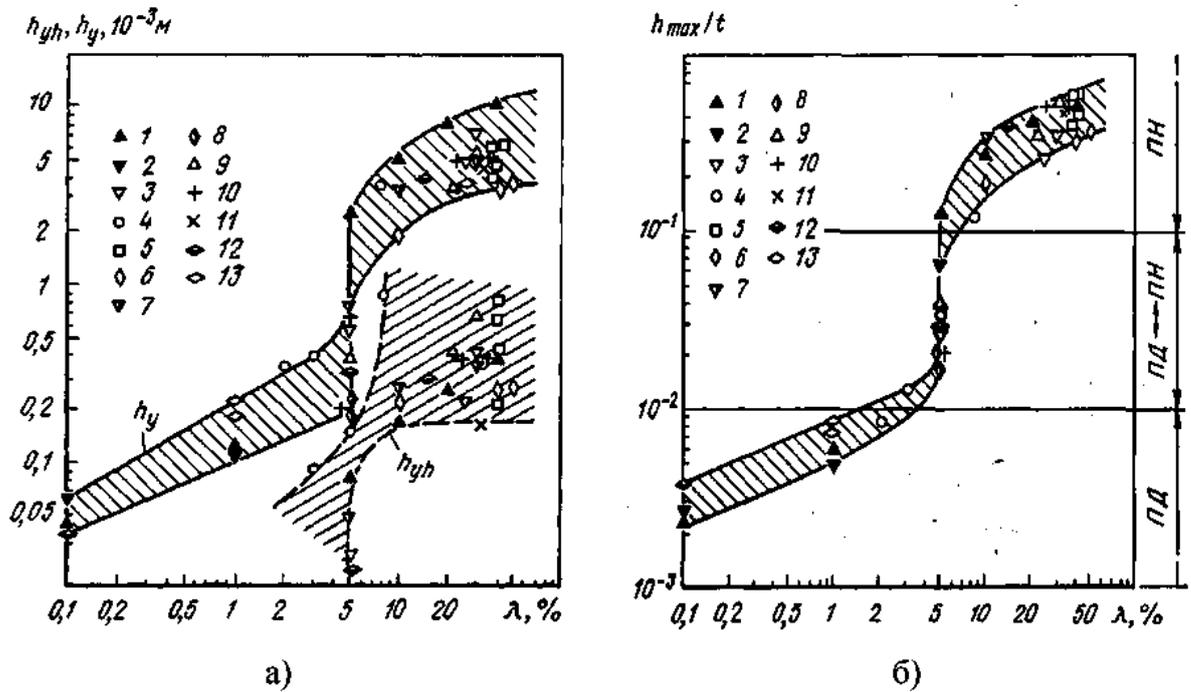


1 - сталь 15; 2 - сталь 20; 3 - сталь 40; 4 - 15X2МФА; 5 - Д16; 6 - 03X13АГ19; 7 - сталь 45; 8 - 40X4Г18Ф (закалка + старение); 9 - 40Г18Ф (закалка); 10 - 40X4Г18Ф (закалка); 11 - Ст3; 12 - сталь 45; 13 - 40Г18Ф.

Рисунок. 1.37 - 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)

Напряженное состояние в центральной части изделия, также называется локальным напряженным состоянием изделия при разрушении. В центральной части излома измеряют глубину пластической зоны и по которой оценивают локальное напряженное состояние материала. Около поверхности образца напряженное состояние другое. Оно напряжение всегда близкое к ПН состоянию, о чем видно по наличию на поверхности изломов

губ среза. Связь размера губ среза λ с глубиной пластических зон под поверхностью изломов и отношением h_{max}/t представлено на рисунок 1.38.



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).

Рисунок 1.38 - Связь размера губ среза λ а - связь с глубиной пластических микро- (h_{yh}) и макрозоны (h_y) под поверхностью изломов; б – связь с отношением h_{max}/t при статическом (1 – 4), ударном (5 – 12) и высокоскоростном импульсном (13) нагружениях образцов из материалов с ОЦК (1, 2) и ГЦК решеткой (3 – 13).

Есть количество экземпляров, где эта картина критического трещины изменяется от коррозии таким образом, фреттинг-коррозии возникает при наличии агрессивных средах на стыке между двумя трущихся поверхностей фреттинг в отсутствие коррозии результатов от срыв очень небольших площадях, которые Бонд и сломать как пройти поверхности трения, часто

под вибрирующих условий зон контакта склеивание деформируется под давлением локализованных и две поверхности постепенно стираются, механика разрушения подсказывает, что каждый минута локализованный перелом должен удовлетворить общее правило, что упругая энергия, выпущена как переломы Бонд должен превышать работу в пластично деформируя и в создании очень крошечные переломов поверхностей, которые этот процесс усиливается, когда присутствует коррозии, не в последнюю очередь потому, что продукты коррозии выступают в качестве абразивного материала между трущихся поверхностей

Усталость является другой экземпляр, где циклический, подчеркивая, это время массовых кусок металла, небольшие недостатки причины для разработки в конечном итоге один недостаток превышает критического состояния и перелом распространяет по всей структуры усталость жизнь компонента время, необходимое для критичности быть достигнуто, для данного режима циклического стресса коррозионной усталости является то, что происходит, когда циклически подчеркнул структура подвергается воздействию агрессивной среды в то же время, что это не только служит инициировать поверхностных трещин, но видеть ниже фактически изменяет процесс роста трещины в результате сокращается усталость жизни, часто значительно

1.4. Формирование ультрамелкозернистой структуры в сталях

Достижение высокой прочности и высокой пластичности (вязкости) в стали представляет большой интерес для металлургов сталелитейной промышленности. Измельчение ферритового зерна при динамическом преобразовании в термомеханических контролируемых процессах рассматривается как один из перспективных способов достижения этой цели.

Понимание ферритового механизма измельчения зерна имеет важное значение для промышленного производства ультрадисперсных мелкозернистых сталей с отличным соотношением прочности и пластичности.

Л. Чжао и коллеги подтвердили, что динамически преобразованный феррит деформируются далее во время непрерывной деформации, что приводит к динамической рекристаллизации, которая отличается упором на эффект деформации структуры аустенита по образованию ультрадисперсного феррита. Их работа в настоящее время публикуется в современных инженерных изданиях.

Было высказано мнение, что особенность деформированного аустенита и поведение преобразованного феррита при непрерывной деформации являются ключом к пониманию механизма формирования равноосных ультрадисперсных ферритовых зерен. Увеличение кинетики трансформации при повышенных температурах в предыдущих работах затрудняет исследование поведения динамически преобразованных ферритовых зерен, следовательно делает неизвестной роль динамической рекристаллизации в измельчении ферритового зерна.

Исследовательская группа использовала обработанные цилиндрические образцы никелевой стали, которые были двенадцать и восемь миллиметров в высоту и диаметр соответственно. Кинетика статического преобразования была запоздалой, поэтому добавили 10% никеля, чтобы исследовать микроструктурную эволюцию преобразованного феррита. Образцы были аустенитизированы, сжаты при различной скорости деформации, а затем закалены водой. Затем был проведен анализ микроструктуры образцов.

Горячая деформация на величину 0,11 мм привела к образованию почти равноосных мелких зерен феррита на предшествующих аустениту зерновых границах. При деформации на 0,29 мм низкие границы угла наблюдались в преобразованном феррите с нерегулярной морфологией зерна.

Деформация на 0,60 мм привела к образованию равноосных ультрадисперсных ферритовых зерен с высокими углами вдоль границ зерна крупного феррита, сформированного на ранних стадиях и деформированного.

Анализ микроструктуры выявил рост динамически преобразованных ферритовых зерен и последующую деформации после зарождения и роста, и выше определенного уровня деформации равноосных ультрадисперсных ферритовых зерен. Во-первых, размер зерна увеличился после зарождения, но уменьшился более определенного уровня деформации – предполагается, что происходит еще один процесс измельчения зерна. Это явление наблюдалось в первый раз и полностью отличалось от обычного статического поведения преобразования феррита.

Исследовательская группа отметила, что наблюдается увеличение явной плотности дислокаций на каком-то уровне напряжения, что соответствовало уменьшению размера ферритового зерна вследствие динамической трансформации. Дислокации после деформации остались в ферритовых зернах и дальнейшее увеличение напряжения привело к неоднородной деформации в непосредственной близости от границ зерна исходного феррита. Это привело к образованию зерновых культур вблизи границ зерна и развитию их неориентации, что способствовало образованию равноосных ультрадисперсных ферритовых зерен.

Инициирование динамической рекристаллизации было усилено посредством пластической деформации, которая была высоко сконцентрирована в мягком преобразованном феррите в микроструктурах, состоящих из феррита и аустенита. Это было дополнительно усилено большой протяженностью границ зерна мелкого феррита, сформированного динамическим преобразованием.

Увеличение скорости деформации, приводящее к высокой плотности остаточных дефектов, привело к ранней динамической рекристаллизации динамически преобразованного феррита, следовательно, способствовала

образованию ультрадисперсных ферритовых зерен. Было предположено, что увеличение скорости деформации приведет к раннему измельчению зерна, что сделает динамическую рекристаллизацию трудно заметной. Это явилось причиной длительных дебатов о динамической рекристаллизации во время динамической трансформации.

Исследование подтвердило, что динамическая рекристаллизация произошла в динамически преобразованном феррите в результате уточнения размера зерна путем динамического преобразования и концентрации деформации к мягкому ферриту, который приводит к образованию ультрадисперсных зернистых структур, показывающих превосходные механические свойства.

2 Материал и методики исследования

2.1 Исследуемый материал

Сталь 09Г2С – это конструкционная кремнемарганцовистая сталь, которая применяется для сварных конструкций, работающих при температуре от минус 70 до 425°С под давлением. Химический состав, технологические свойства и другие данные о стали 09Г2С приведены в таблицах 2.1...2.4

Таблица 2.1 – Химический состав стали 09Г2С (в % по массе)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	Cu	Fe
0,09	0,64	1,26	0,007	<0,003	0,1	0,08	0,02	0,14	Ост.

Кроме приведенных в таблице 2.1 элементов в состав стали для раскисления должен входить Al – 0,02...0,06 %. Более подробно химический состав можно найти в ГОСТ 5520-79 и ГОСТ 19282-73

Таблица 2.2 – Температура критических точек стали 09Г2С

Точка	Ac ₁	Ac ₃ (Ac _m)	Ar ₃ (Ar _{c_m})	Ar ₁
Температура, С°	725	860	780	625

Таблица 2.3 – Технологические свойства стали 09Г2С

Свариваемость	без ограничений
Флокеночувствительность	не чувствительна
Склонность к отпускной хрупкости	не склонна

Таблица 2.4 – Механические свойства при 20°С стали 09Г2С

Сортамент	Размер	s_B	s_T	d_5	КСУ
-	мм	МПа	МПа	%	кДж / м ²
Лист, ГОСТ 5520-79		430-490	265-345	21	590-640
Трубы, ГОСТ 10705-80		490	343	20	
Сорт, Класс прочности 265, ГОСТ 19281-2014	до 250	430	265	21	

Исследование стали 09Г2С проводилось в исходном крупнозернистом (горячекатаном состоянии) и в ультрамелкозернистом состоянии после равноканального углового прессования (РКУП). Упрочняющая обработка стали путём РКУП была проведена в НИИ перспективных материалов УГАТУ (г. Уфа).

Технология РКУП состояла из следующих этапов:

- 1) гомогенизирующий отжиг при 820 °С
- 2) закалка в воде;
- 3) отпуск при 350 °С;
- 4) РКУП при 350 °С;
- 5) 4 прохода по маршруту Вс;
- 6) дополнительный отжиг при 350 °С с выдержкой 10 мин.

2.2 Методики исследования структуры стали 09Г2С

Структура стали в исходном (горячекатаном крупнозернистом) состоянии исследовалась в металлографическом микроскопе; ультрамелкозернистая структура после РКУП – в просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM 2100 (см. рисунок 2.1) при ускоряющем напряжении 200 кВ (проводили сотрудники НИИ ФПМ в Уфе). Кроме того, структуру сплавов после РКУП проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) SIGMA фирмы «ZEISS» (см. рисунок 2.1).



Рисунок 2.1 – Просвечивающий электронный микроскоп JEOL JEM 2100

2.3 Механические испытания на твердость и растяжение

Испытания образцов, изображённых на рисунке 2.2, из стали 09Г2С на твердость проводились на твердомере ТН 300, показанном на рисунке 2.3.

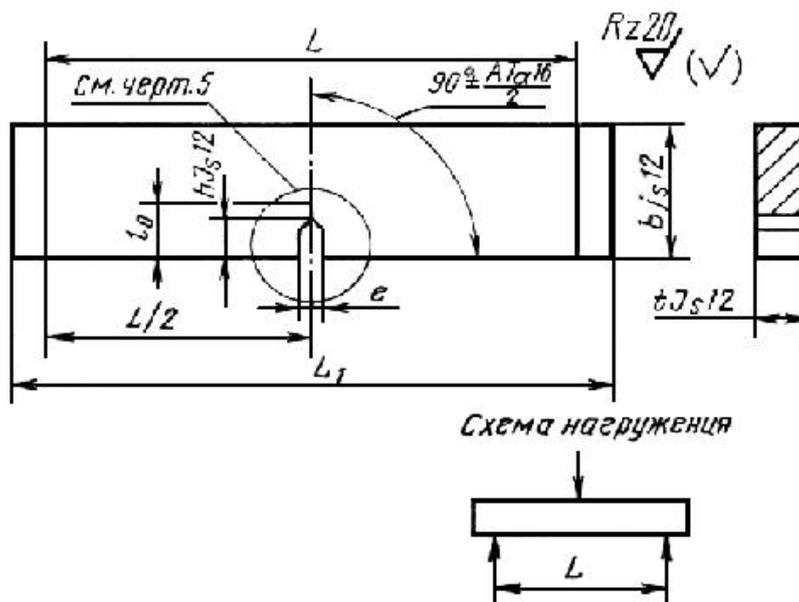


Рисунок 2.2 – Образец для испытаний из стали 09Г2С



Рисунок 2.3 – Полуавтоматический стационарный твердомер ТН300.

В качестве подготовки исследуемую поверхность образца обрабатывается наждачным камнем или напильником, для того чтобы обеспечить её ровность, гладкость и отсутствие окалины или других дефектов. Во время подготовки поверхности, необходимо следить, чтобы образец не нагревался более 100-150°C.

Описанные выше операции необходимы для получения корректного отпечатка и отчетливости его краев для измерения.

Статическое растяжение образцов проводилось на универсальной испытательной машине Н50КТ, рисунок 2.4. Скорость растяжения составляла 5 мм/мин. Испытания проводили при комнатной температуре (20 °С) и в среде жидкого азота (минус196 °С).



Рисунок 2.4 – Универсальная испытательная машина Н50КТ

Перед испытаниями на растяжение необходимо измерить размеры поперечного сечения образца с точностью до 0,01 мм, рабочей длины образца с точностью до 0,1 мм. На рабочей длине образца с помощью делительной головки следует нанести риски, так чтобы, отметить начальную расчетную длину.

Измерение поперечных размеров образца проводится в трех местах: в средней части и на границах рабочей длины образца. По наименьшему из полученных результатов измерений определяют начальную площадь в его рабочей части с отклонением не более 0,01 мм².

2.4 Испытания стали на статическую трещиностойкость

Испытание на статическую трещиностойкость образцов толщиной 10 мм проводили по схеме трёхточечного изгиба согласно ГОСТ 25.506-85 на установке Instron 8802, показанной на рисунке 2.5, при температуре -196 °С.

Подготовка к испытаниям заключалась в следующих этапах [18, 19]:

- 1) визуальный осмотр и измерение размеров образцов с точностью не более 0,1 мм;
- 2) расчёт необходимого максимального усилия испытательной машины по формуле (2.1)

$$P_{\max} \geq 0,1 \frac{(b-l)^2}{b} t(\sigma_{0,2} + \sigma_B). \quad 2.1)$$

3) установка специальной ёмкости для жидкого азота, размещение и закрепление испытательной оснастки и наполнение емкости жидким азотом из специального сосуда – дьюара;

4) поддержание температуры внутри ёмкости путём добавления жидкого азота до оптимального уровня.

Проведение испытаний заключалось в следующем [18, 19]:

- 1) установить образец в оснастке;
- 2) выдержать определенное время для полного охлаждения образца до минус 196 °С (5 минут после прекращения кипения жидкого азота в ёмкости);
- 3) произвести испытание до разрушения образца с регистрацией данных величин нагружения и его скорости;
- 4) после разрушения вычислить длину исходной усталостной трещины с округлением до 0,1 мм, вычисление произвести как среднеарифметическое измерение с погрешностью не более 0,1 мм не менее чем в трёх точках на контуре усталостной трещины, расположенные через равные промежутки по толщине образца, за исключением боковых поверхностей;
- 5) при необходимости произвести дополнительные испытания.

Во время проведения испытаний необходимо соблюдать требования техники безопасности согласно ГОСТ 12.2.009-91.



Рисунок 2.5 – Установка Instron 8802

Перед проведением исследований размеры образцов, а также толщину накладных опорных призм измеряют с погрешностью не выше 0,1 мм. При проведении испытаний при температурах, отличающихся от комнатной, должны соблюдаться требования к испытаниям, установленным ГОСТ 11150-84, ГОСТ 9651-84. В процессе испытания необходимо контролировать температуру образца. Погрешность соблюдения заданной температуры образца в сечении с трещиной не должна превышать ± 2 при температурах от минус 269 до 20 °С и ± 5 °С при температурах от 20 до 600 °С.

2.5 Макро- и микрофрактографические исследования

Макрофрактографическое исследование образцов осуществлялось с применением оптического микроскопа, показанного на рисунке 2.6, с увеличением до 50 крат.

Как для макро-, так и для микрофрактографического исследования подготовка образца заключается лишь в том, чтобы исследуемая поверхность была чистой и сухой.



Рисунок 2.6 – Оптический металлографический микроскоп

Микрофрактографические исследования всех изломов проводили в растровом электронном микроскопе SIGMA фирмы «ZEISS», изображенном на рисунке 2.7.



Рисунок 2.7 – Растровый электронный микроскоп Sigma

3 Результаты

3.1 Структура и механические свойства стали 09Г2С после различных видов обработки

В исходном КЗ состоянии сталь 09Г2С имела характерную феррито-перлитную структуру. Средний размер зерна равен 1,5 мкм. Фотографии исходной структуры показаны на рисунках 3.1 и 3.2. После проведения РКУП-конформ микроструктура стали преобразовалась в бимодальную. При этом включает в себя отдельные зерна больших размеров, оставшиеся от исходной структуры, и мелкие зерна со средним размером зерна около 0,6 мкм. Фотография полученной после РКУП структуры показана на рисунке 3.3.

В результате анализа структуры после термической обработки и РКУП выяснилось, что произошло сильное измельчение зёрен, средний размер которых не превышал 450 нм (рисунок 3.3), При этом образовалась высокая плотность дислокаций. Это повлекло за собой образование бимодального распределения зёрен, то есть произошло некое чередование крупных зёрен шириной 500 нм и длиной до 1.5 мкм с объединениями из ультрамелких зёрен со средним размером в 150 нм. Помимо этого, после термической обработки (закалка + динамический отпуск) во время проведения РКУП наблюдалось возникновение сферического цементита.

Сталь 09Г2С в исходном КЗ состоянии обладает относительно низкой твердостью, прочностью и высокой пластичностью (таблица 3.1). После проведения РКУП твердость стали возрастает в 2,3 раза; механические характеристики – в 1,7...1,9 раза, а пластичность падает в 2,1 раза. После выполнения РКУП-конформ твердость стали по отношению к исходному состоянию возрастает в 1,8 раза, механические свойства – в 1,6...1,7 раза, а пластичность падает в 2,3 раза. Сверхнизкая температура испытания (до -196

$^{\circ}\text{C}$) в свою очередь повышает прочностные свойства стали и снижает пластичность (таблица 3.1).

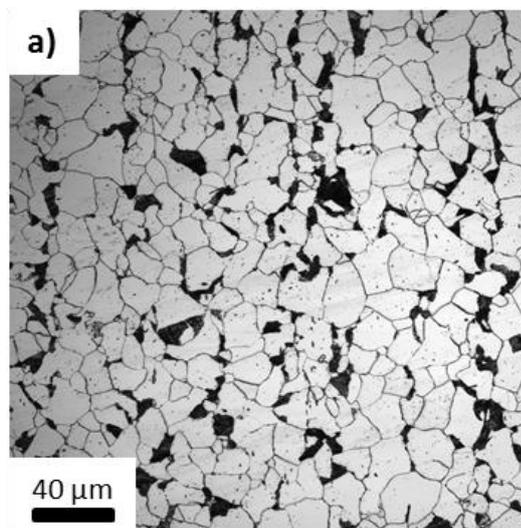


Рисунок 3.1 – Микроструктура стали 09Г2С в исходном состоянии в КЛСМ

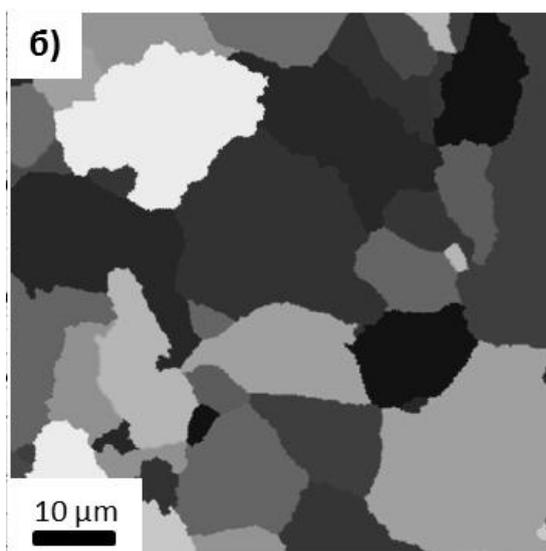


Рисунок 3.2 – Микроструктура стали 09Г2С в исходном состоянии в EBSD

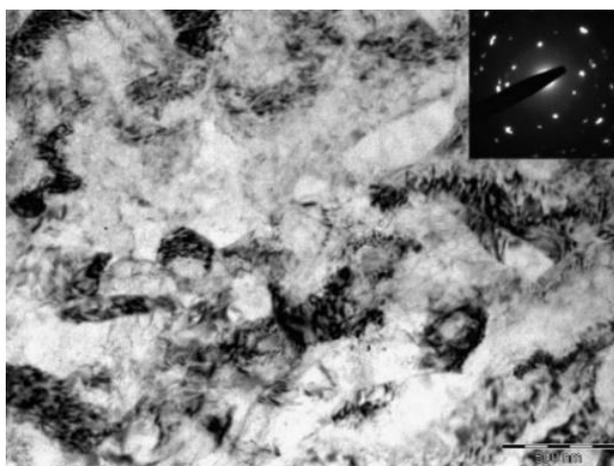


Рисунок 3.3 – Микроструктура стали 09Г2С после РКУП в ПЭМ

Таблица 3.1 – Средний размер зерна и механические свойства стали 09Г2С

Состояние	$d_{\text{ср.}}$, мкм	T, 0С	НВ	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	12	20	143	485	354	25
		-196	-	1012	740	12
После РКУП	0,45	20	331	838	655	10
		-196	-	1457	1575	8

3.2 Статическая трещиностойкость наноструктурированной стали 09Г2С

Итоги проведения испытаний на статическую трещиностойкость, приведённые в таблице 3.2, позволили установить, что коэффициент интенсивности напряжений K_{1C} для стали 09Г2С в исходном состоянии равно $28 \pm 1,0$ МПа $\sqrt{\text{м}}$, а после проведения РКУП – $58 \pm 1,0$ МПа $\sqrt{\text{м}}$. Следует отметить, что все показатели механики разрушения, в том числе критерий h_{max}/t , удовлетворяют условию плоской деформации.

Таблица 3.2 – Статическая трещиностойкость (K_{1C}) стали 09Г2С, критерии механики разрушения условий реализации ПД, и отношение h_{max}/t

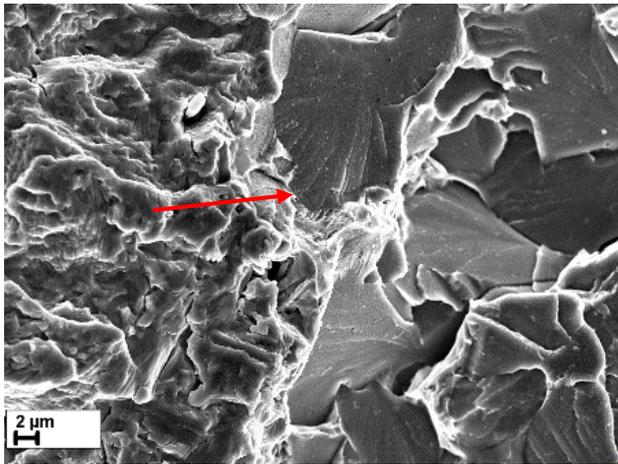
Состояние	K_{1C} , МПа $\sqrt{м}$	$t/(K_{1C}/0,2)^2$	P_{max}/P_Q	φ_c , %	h_{max}/t
Исходное состояние	$28\pm 1,0$	7,0	1,0	0	$4,0\cdot 10^{-3}$
После РКУП	$58\pm 1,0$	7,4	1,0	0	$3,0\cdot 10^{-3}$

Все изломы, полученные во время испытаний, являются хрупкими. Утяжки и губы среза отсутствуют. Фотографии изломов показаны на рисунке 3.4 а и б. В районе страгивания статической трещины, указанном стрелкой на рисунке 3.5, зона вытяжки θ отсутствует. Под действием температуры $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ статическое разрушение стали 09Г2С в исходном состоянии протекало по механизму скола, а в УМЗ состоянии – по механизму квазискола. Фотографии микроструктуры изломов при сверхнизкой температуре приведены на рисунке 3.6.

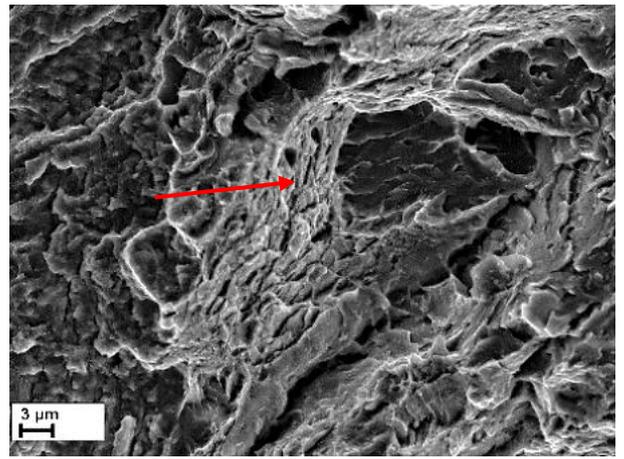


а – в исходном состоянии, б – после РКУП

Рисунок 3.4 – Общий вид изломов стали 09Г2С:



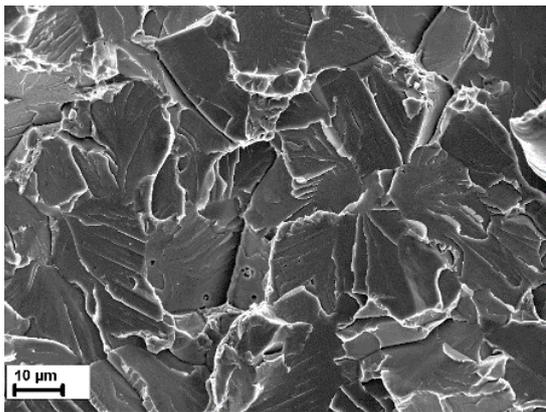
а)



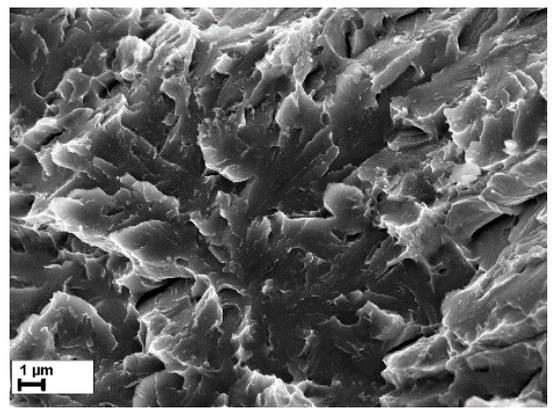
б)

а – в исходном КЗ состоянии, б – после РКУП

Рисунок 3.5 – Микрорельеф в области страгивания статической трещины при увеличении в 2000 крат



а)



б)

а – в исходном КЗ состоянии, б – после РКУП

Рисунок 3.6 – Микрорельеф в области статического разрушения при увеличении в 1000 и 5000 крат соответственно

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Статическая трещиностойкость (K_{1C}) стали 09Г2С в исходном состоянии равна (28 ± 1) МПа·м^{1/2}, а после РКУП – (58 ± 1) МПа·м^{1/2}.

Статическое разрушение при температуре -196 °С стали 09Г2С в КЗ состоянии произошло по механизму скола, а в УМЗ состоянии – по механизму квазискола.

Разрушение образцов в исходном состоянии было хрупким и происходило по механизму скола. Это видно по структуре излома:

- 1) поверхность излома блестящая
- 2) разрушение интеркристаллитное (межзёрное)
- 3) отсутствуют сколы и зоны среза от пластической деформации
- 4) отсутствует утяжка материала около излома

Разрушение образцов с УМЗ структурой после РКУП также было хрупким, но происходило по механизму квазискола. Это видно по структуре излома:

- 1) излом розеточный
- 2) разрушение интеркристаллитное (межзёрное)
- 3) присутствуют признаки пластической деформации
- 4) отсутствует утяжка материала около излома

По сравнению с исходным КЗ состоянием обработка стали путём РКУП с последующей термической обработкой предоставляет преимущества в виде повышения твёрдости, увеличения коэффициента трещиностойкости, а также в виде увеличения энергоёмкости процесса разрушения, что влечёт повышение надёжности деталей и возможность их эксплуатации в более экстремальных условиях.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1 ZRILIC M., BURZIC Z., CVIJOVIC Z. FRACTURE TOUGHNESS AND CRACK RESISTANCE OF STEAM PIPELINE STEEL IN INITIAL AND USED STATES // STRENGTH OF MATERIALS 2004, том 36, №1, С. 47-58 Springer New York Consultants Bureau ISSN: 0039-2316 eISSN: 1573-9325

2 OHATA M., FUKAHORI T., MINAMI F. DAMAGE MODEL FOR PREDICTING THE EFFECT OF STEEL PROPERTIES ON DUCTILE CRACK GROWTH RESISTANCE // INTERNATIONAL JOURNAL OF DAMAGE MECHANICS 2010, том 19, №4, С. 441-459 Sage Publications ISSN: 1056-7895 eISSN: 1530-7921 DOI: 10.1177/1056789509103704

3 PYSHMINTSEV I.Y., ARABEI A.B., FARBER V.M., KHOTINOV V.A., LEZHININ N.V. LABORATORY CRITERIA OF CRACK RESISTANCE OF HIGH-STRENGTH STEELS FOR GAS MAIN PIPELINES // THE PHYSICS OF METALS AND METALLOGRAPHY 2012, том 113, №4, С. 411-417 Pleiades Publishing, Ltd. (Плеадес Паблшинг, Лтд) (Род-Таун) ISSN: 0031-918X eISSN: 1531-8672 DOI: 10.1134/S0031918X12040114

4 DZIOBA I.R. INFLUENCE OF THE COMPONENTS OF MICROSTRUCTURE ON THE STATIC CRACK RESISTANCE OF 13KHMФ STEEL // MATERIALS SCIENCE 2012, том 47, С. 662-669 Springer New York Consultants Bureau ISSN: 1068-820X eISSN: 1573-885X DOI: 10.1007/s11003-012-9441-x

5 ZHAO M.-C., YANG K. STRENGTHENING AND IMPROVEMENT OF SULFIDE STRESS CRACKING RESISTANCE IN ACICULAR FERRITE PIPELINE STEELS BY NANO-SIZED CARBONITRIDES // SCRIPTA MATERIALIA 2005, том 52, С. 881-886 Elsevier Science Publishing Company, Inc. ISSN: 1359-6462 DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.01.009

- 6 Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов.- М: Наука, 1989.- 230 с.
- 7 Владимиров В.И. Физическая природа разрушения материалов.- М.: Металлургия, 1984.- 280 с.
- 8 Энгель Л., Клингел Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справ. изд. – М.: Металлургия, 1986.- 232 с.
- 9 Фрактография и атлас фрактограмм. Справочник. Перевод с англ. Е. А. Шура под ред. М. Л. Бернштейна.- М.: Металлургия, 1982.- 489 с.
- 10 – Бичем К.Д. Микропроцессы разрушения // Разрушения.-М.: Мир, 1973, Т. 1.- С. 265 – 275.
- 11 Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагнос-тика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007.- 264 с.
- 12 Мороз Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов.- Л.: Машиностроение, 1984.- 224 с.
- 13 Клевцов Г.В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. – М.: МИСИС, 1999.- 112 с.
- 14 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.
- 15 Гуляев А.П. Ударная вязкость и хладноломкость конструкционной стали.- М.: Машиностроение, 1969.- 69 с.
- 16 Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Фрактографический метод определения критической температуры хрупкости металлических материалов (МР5-81): Методические указания.- М.: Госстандарт СССР, 1981.- 23 с.
- 17 Гуляев А.П., Шермазин И.В., Зеленова В.Д. Определение порога хладноломкости стали микрофрактографическим методом // Заводская лаборатория, 1966.- Т. 32.- № 7.- С. 870 – 872.

18 Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Фрактографический метод определения критической температуры хрупкости металлических материалов (MP5-81): Методические указания.- М.: Госстандарт СССР, 1981.- 23 с.

19 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.

20 Хеллан К. Введение в механику разрушения: Пер. с англ. – М.: Мир, 1988.- 364 с.

21 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.

22 Калачев М.Д. Деформационное упрочнение металлов.- Минск: Наука и техника, 1980.- 256 с.

23 ГОСТ 22706-77 – Метод испытания на растяжение при температурах от минус 100 до минус 269°С. -М.: ИПК Издательство стандартов, 2000.-19 с.

24 ГОСТ25.506-85 – Методы механических испытаний металлов.- М.: Стандартиформ, 2005.-103 с.

25 Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Фролова О.А. Основы диагностики разрушения металлических материалов и конструкций.- Оренбург: ГОУ ОГУ, 2010.- с.

26 Мороз Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов.- Л.: Машиностроение, 1984.- 224 с.

27 Гуляев А.П. Ударная вязкость и хладноломкость конструкционной стали.- М.: Машиностроение, 1969.- 69 с.

28 [электронный ресурс] <https://advanceseng.com/dynamic-formation-ultrafine-ferrite-grains-high-temperature-processing-steel/>

29 Langdon, T. G. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: achieving exceptional properties through grain refinement [Текст] / Terence G. Langdon// Acta Materialia. -2013.-V.61 (19). -P.7035–7059

30 Рудской А. И. Технологические основы получения ультрамелкозернистых металлов : учеб. пособие / А. И. Рудской, Г. Е. Коджаспиров. – 2-е изд., перераб. и доп. – СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2012. – 247 с.

31 Mahajan, S. Critique of Mechanisms of Formation of Deformation, Annealing and Growth Twins: Face-centered Cubic Metals and Alloys [Текст] / S. Mahajan.// Scr. Mater. -V.68 (2). -2013. -P. 95–99.

32 Е.А. Николаева ОСНОВЫ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ / Е.А. Николаева //Учебное пособие. – 2010. - Издательство Пермского государственного технического университета