

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

Институт машиностроения  
(институт)

Кафедра «Нанотехнология, 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: «Усталостная прочность и механизм разрушения стали 09Г2С с  
ультромелкозернистой структурой»

Студент Е.В. Солычева \_\_\_\_\_  
(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	3
1 Аналитический обзор	7
1.1 Технологические основы получения мелкозернистых металлов	7
1.1.1 Метод кручения под гидростатическим давлением	7
1.1.2 Равноканальное угловое пресование (РКУП)	8
1.1.3 Производство ультромелкозернистых гранулированных сталей путем микро-легирования	13
1.1.3.1 Роль V микро-легирования	14
1.1.3.2 Роль Nb микро-сплавов	15
1.1.3.3 Роль Ti микро-легирования	16
1.1.3.4 Роль Nb-Ti микро-сплавов	17
1.1.3.5 Роль бора	19
1.1.3.6 Роль ванадия-азота микро-легирования	20
1.1.3.7 Сводка	21
1.2 Усталостное, циклическое разрушение материала	22
1.2.1 Разброс данных в усталости	35
1.2.2 Механизмы усталости металла	40
1.2.3 Докритический рост трещины	49
1.3 Усталостные трещины. Бороздки усталости	51
1.4 Кинетика разрушения и пластические зоны при циклическом нагружении материалов	59
1.4.1 Усталостное свойство материала	62
2 Материал и методики исследования	64
2.1 Исследуемый материал	64
2.2 Методики исследования структуры стали 09Г2С	65
2.3 Испытания образцов на твердость и растяжение	65
2.4 Механические испытания образцов на усталость	68

2.5	Макро- и микрофрактографические исследования	69
3	Результаты исследования	71
3.1	Структура стали 09Г2С после различных видов обработки	71
3.2	Механические свойства стали 09Г2С	72
3.3	Кинетика усталостного разрушения стали	72
3.4	Макростроение усталостных изломов стали 09Г2С	74
3.5	Микроструктура усталостных изломов стали 09Г2С	75
	Заключение	80
	Список используемых источников	81
	Приложение А	89

## ВВЕДЕНИЕ

За последние годы большой объем работ изучающие микроструктуры, разного рода механических свойств УМЗ структур, выполненных методами ИПД. В основном исследования были направлены на металлы, а не на сплавы.

Исследования сталей проводилось гораздо реже, несмотря на то, что это наиболее часто используемый материал для деталей и конструкций, который отвечает требуемым характеристикам в широком спектре значений. Аустенитные низкоуглеродистые стали применяются во многих сферах деятельности (строительство, машиностроение, судостроение и др.) в том числе при производстве труб, котельного оборудования.

Цель работы: Установление закономерностей влияния УМЗ состояния, полученного путем РКУП, на кинетику и механизм усталостного разрушения стали меди 09Г2С в сравнении со сталью этом в исходном КЗ состоянии.

Задачи:

1. Провести испытание на твердость и растяжение образцов из стали виду 09Г2С.
2. Определить стандартные характеристики стали в исходном состоянии и после РКУП.
3. Провести испытания призматических образцов из стали в УМЗ и КЗ состоянии на усталость.
4. Провести механические испытания образцов на усталость.
5. Провести макро- и микрофрактографические исследования.

Таблица схем 1 – Механические свойства при T=20oC стали 09Г2С

Сортамент	Размер	$s_b$	$s_T$	$d_5$	KCU
-	мм	Мпа	МПа	%	кДж / м <sup>2</sup>
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 КЗ и в УМЗ состоянии после упрочняющей обработки – РКУП, которое было проведено сотрудниками НИИ перспективных материалов УГАТУ г. Уфа.

Технология РКУП включала в себя:

- 1) гомогенизирующий отжиг цикл при 820 0С
- 2) закалка в воде
- 3) отпуск при 350 0С
- 4) РКУП при 300 0С
- 5) 4 прохода по маршруту Вс
- 6) дополнительный отжиг при 350 0С с выдержкой было 10 мин.

## Научная новизна

- 1 Построены кинетические диаграммы усталостного разрушения стали.
- 2 Рассмотрены механизмы усталостного разрушения стали углы 09Г2С в УМЗ состоянии, полученном путем РКУП, в сравнении с исходным КЗ состоянием.
- 3 Показано что таком же значении (дельта) К темпу роста усталостной трещины в стали с УМЗ структурой ниже, чем в стали с КЗ структурой
- 4 Коэффициент  $n$  в уравнении Периса для стали с УМЗ структурой равен этом 3,1, а для стали с КЗ структурой – 3,5.

## 1. Аналитический обзор

### 1.1 Методы интенсивной пластической деформации

#### 1.1.1 Метод кручения под гидростатическим давлением

Технология кручения под высоким давлением основывается на использовании аппарата типа "пуансон-наковальня". Возможность формирования нано-кристаллической структуры этим методом была впервые продемонстрирована в [1] [2]. Дискообразный образец помещается между двумя наковальнями и подвергается заданному давлению 2,5 ГПа (рисунок 1.1).

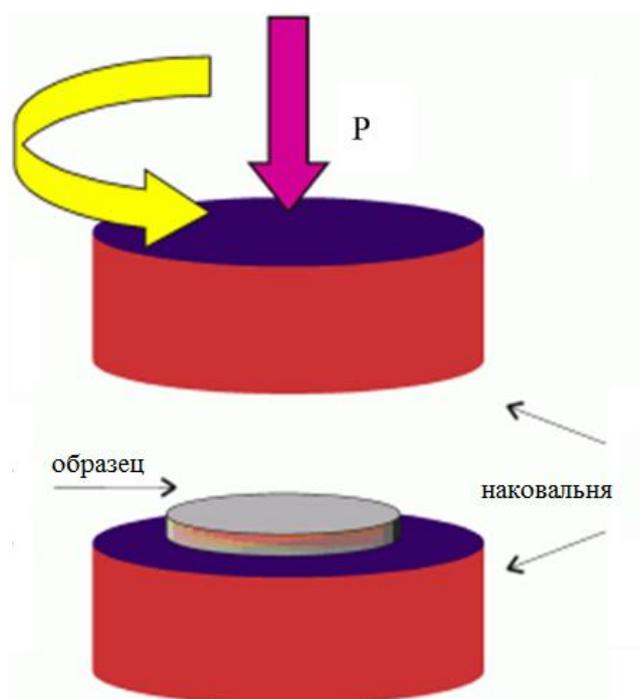


Рисунок 1.1 – Схема кручения под высоким давлением

Вращение одной из наковален заставляет образец деформироваться при кручении. До пяти вращений наковальни, обычно, достаточно, чтобы сформировать однородную микроструктуру с размером зерна, как правило,

около 100 Нм, в некоторых металлах и сплавах с высокой температурой плавления еще меньше, 50 Нм. Этот метод позволяет подготавливать дискообразные образцы диаметром до 20 мм и толщиной около 0,2 мм, что хорошо для фундаментальных исследований структурных отношений для нано-материалов.

### 1.1.2 Равноканальное угловое пресование (РКУП)

Равноканальное угловое пресование накладывает большие пластические деформации в массивных заготовках с помощью чистой деформации сдвига. Этот подход был разработан Сигалом и др. в начале 1980-х [3]. Его целью было введение интенсивного пластического напряжения в материалы без изменения площади поперечного сечения деформированных заготовок. Благодаря этой характеристике возможна повторная деформация. В начале 90-х годов этот метод был дополнительно разработан и применен в качестве сурового метода пластической деформации для обработки микроструктур с размерами зерна в микронах [4].

Метод углового пресования равного канала в основном применяется для цветных сплавов (например, сплавов Al и Mg) и некоторых низкоуглеродистых сталей. Самый малый размер зерна феррита полученный при использовании этого метода около 0,2 нм [5] [7]. Техника РКУП была изобретена в качестве метода для поддержания формы пластической деформации хрупких материалов в [8] и впервые было показано, что применяется для формирования ультра-мелкой зернистой структуры в металлах и сплавах в [9]. Метод использует матрицу, содержащую два канала равных поперечных сечений, пересекающихся под углом  $2\phi$ , который обычно варьируется в диапазоне  $90^\circ$  -  $135^\circ$  (рисунок 1.2).

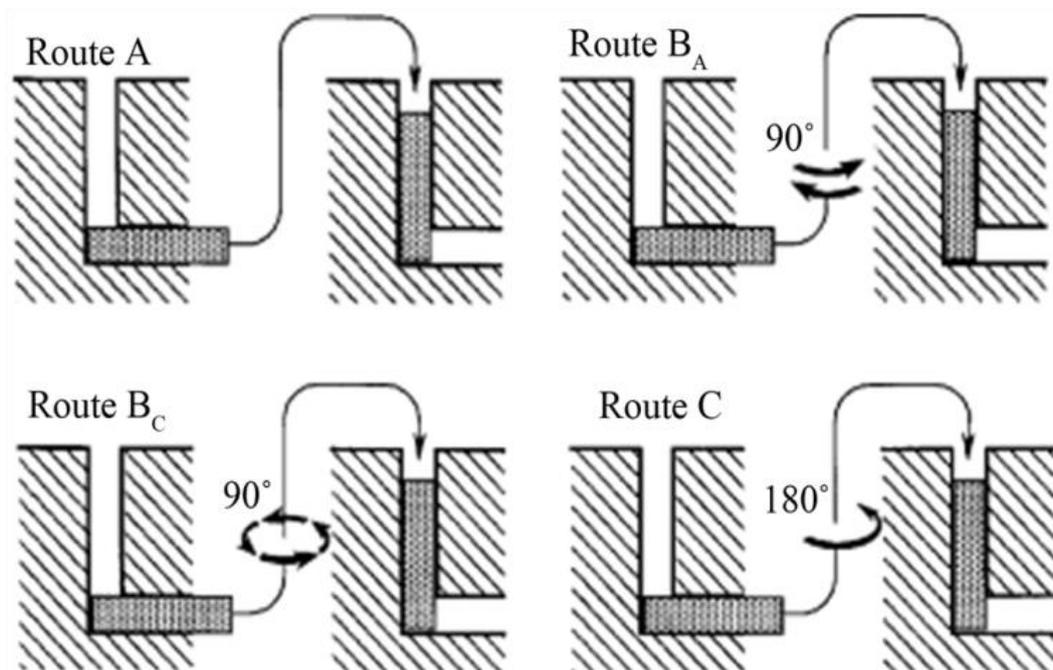


Рисунок 1.2 – Прохождение образца по различным каналам

В непосредственной близости от плоскости пересечения этих каналов материал подвергается тяжелой пластической деформации, которая в основном имеет простой сдвиговой характер. При прохождении двух каналов образец сохраняет свою форму, за исключением небольших частей на концах (рисунок 1.3).

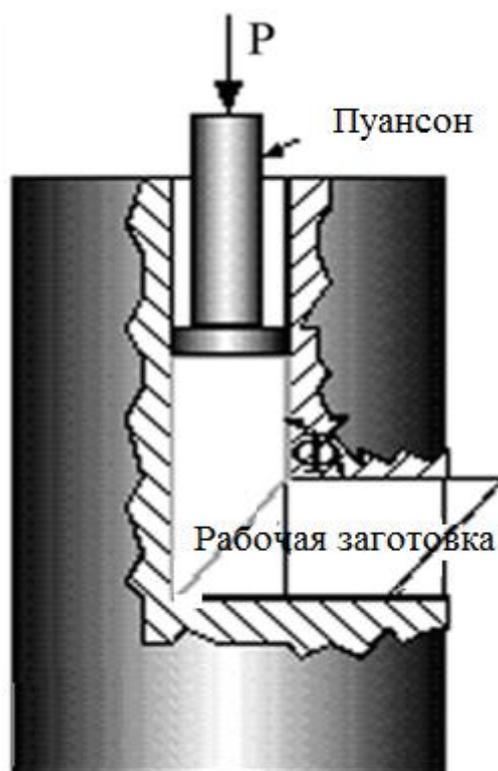


Рисунок 1.3 – Перемещение образца по каналу

Проведено много анализов механики слоев во время РКУП, чтобы понять точный характер пластической деформации во время РКУП, ее зависимость от местоположения материальных элементов по отношению к стенкам канала и оценить накопленные деформации [10]-[13]. Простейшим примером является модель простого сдвига, согласно которой материалы подвержены простому сдвигу слоя  $\varepsilon = 2/\sqrt{3} \cot(\varphi/2)$  сингулярно в плоскости пересечения каналов [14]. Для  $2\varphi = 90^\circ$  достигается наибольшая нагрузка на проход, равный  $\varepsilon = 1,15$ . Слои с таким углом используются для чистых металлов и легко деформирующихся сплавов. Для жестких деформаций материалов нагрузка накладывается при повышенных температурах и/или с углом пересечения каналов  $2\varphi > 90^\circ$ . Для накопления очень больших слоев образец вынужден пройти через матрицу несколько раз. Путь деформации может быть легко изменен путем поворота образца вокруг его продольной оси между последующими проходами.

Четыре стандартных маршрута были определены как А, ВА, ВС и С [10] [13] [15].

Образец вращается вокруг своей оси на угол  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  и  $180^\circ$  для маршрутов А, В и С, соответственно. При использовании канала ВА, последовательные  $90^\circ$  вращения имеют противоположные направления, в то время как в маршруте ВС образец вращается в том же направлении. Параметры траектории матрицы и деформации могут быть выбраны для любого материала в соответствии со следующими основными требованиями:

- 1) формирование структуры с преимущественно высокими углами зерна,
- 2) отсутствие повреждений и трещин в образцах,
- 3) микроструктурная однородность в наибольшем объеме образцов,
- 4) образование равноосных зерен.

В некоторых случаях использование обратного давления помогает удовлетворить эти требования. Оригинальный РКУП является прерывистым процессом и как таковой имеет низкую эффективность производства и высокую стоимость. Это рассматривается как основной способ понять принципы производства ИПД nano-материалов, которые затем могут быть использованы в дальнейших разработках, направленных на расширение процесса и производство недорогих наноматериалов в больших количествах.

Одним из многочисленных методов непрерывного ИПД является РКУП- конформ изображенный на рисунке 1.4.

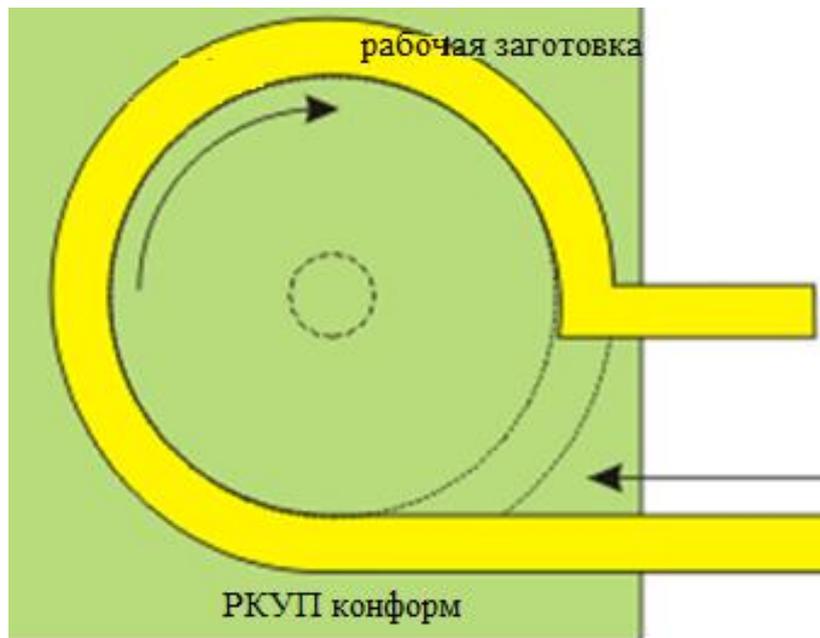


Рисунок 1.4 – РКУП-конформ

Вращающийся вал в центре содержит паз, в который подается заготовка. Рабочая часть приводится в движение усилиями трения на трех контактных поверхностях с канавкой, что заставляет рабочую заготовку вращаться с валом. Рабочая часть неподвижно ограничена по отношению к пазам. Неподвижная деталь также ограничивает рабочее пространство и заставляет его повернуть под углом сдвига, как в стандартном РКУП процессе. Угол составляет около  $90^\circ$ , он является наиболее часто используемым углом пересечения канала в РКУП. Эта схема позволяет производить РКУП непрерывно. Также могут использоваться другие параметры РКУП (угол матрицы, скорость деформации и т. д.). Наши предварительные результаты показали, что процесс РКУП может эффективно измельчать крупные зерна Al и улучшать его механические свойства таким же образом, как и обычные РКУП.

### 1.1.3 Производство ультромелкозернистых гранулированных сталей путем микро-легирования

Высокопрочные низкоуглеродистые стали, разработанные для достижения свойств превосходят по составу феррит + перлит. Они сопоставимы со сплавом закаленной мартенситной стали. Высокопрочные низкоуглеродистые стали предназначены для достижения желаемых механических свойств путем развития микроструктур через контролируемую термомеханическую обработку. Стали производятся в своей окончательной форме процессом непрерывной горячей деформации, прокаткой или ковкой. Большинство высокопрочных низкоуглеродистых сталей, микролегированные с малым добавлением (0,1 WT%) ниобия, ванадия, и Ti которые управляют микроструктурной эволюцией через образование карбонитрида. С развитием технологии микро-легирования элементы Nb, Ti и V широко используются в производстве для производства ультрадисперсных зернистых сталей. При кристаллизации из расплава они сочетаются с C и N для формирования осадков карбида, нитрида или карбонитрида. Также есть корреляция между содержанием микро-сплавов и температурой растворимости в осадке, присутствующих в стали [51]. Температура растворимости в осадках, присутствующих в стали, составляет 1045 °C для VC, 1130 °C для VN, °C для TiC, 1682 °C для олова, 1338 °C для процесса NBC и 1073 °C для процесса NbN [51]. Эти осадки играют эффективную роль в замедлении рекристаллизации (и, следовательно, повышение температуры остановки рекристаллизации), которая обычно следует за деформацией и, таким образом, помогает сохранить накопленную энергию деформированной структуры аустенитного зерна.

Проводилось несколько исследований по рекристаллизации углеродистых сталей и Nb микролегированной стали [52]-[55], и различные модели были предложены для прогнозирования рекристаллизации аустенита.

### 1.1.3.1 Роль V микро-легирования

В высокопрочных низкоуглеродистых сталях (HSLA), это обычная практика, дополнять расплав элементами, таких как Ti, Nb, V для аустенита зерна, контроля его размера [56] [57]. Эти элементы имеют высокое химическое сходство для N и C и образуют соединения, которые могут контролировать роста зерна аустенита.

Особое внимание следует уделить дополнительному микролегированию ванадия. Ванадий является полезным элементом микролегирования, который улучшает механические свойства высокопрочной низкоуглеродистой стали. В не закаленных и закаленных сталях, ванадий увеличивает их упрочнение и механические свойства после закалки [42]. Он может быть использован в двойной роли. Из-за высокой химической близости к азоту и углероду он образует карбонитриды V (C, N), которые контролирует размеры зерна аустенита. Растворенный ванадий уменьшает скорость декомпозиции аустенита и таким образом увеличивает закалку. В высокопрочных низкоуглеродистых сталях наблюдалось усиление и упрочнение при малых размерах аустенита зерна, что противоречило влиянию размера аустенитного зерна на упрочнение обычных сталей. Этот эффект объясняется Гарбарз А.А. выборной гипотезой [59], что закрепляет аустенитную границу зерна нерастворенных частиц карбонитридов и создает возможность разделения атомов растворенного сплава на неподвижные границы зерен. В результате снижения пограничной энергии зерна снижается их потенциал для зарождения немартенситных продуктов, как это наблюдалось в стали с бором [45]

### 1.1.3.2 Роль Nb микро-сплавов

Широко распространено использование ниобия в качестве элемента микросплава в стали для измельчения зерна. Осадки NbC после деформации аустенита, могут контактировать с дислокациями так, что восстановление и рекристаллизации деформированного аустенита может быть интенсивно от остальных [48]-[50].

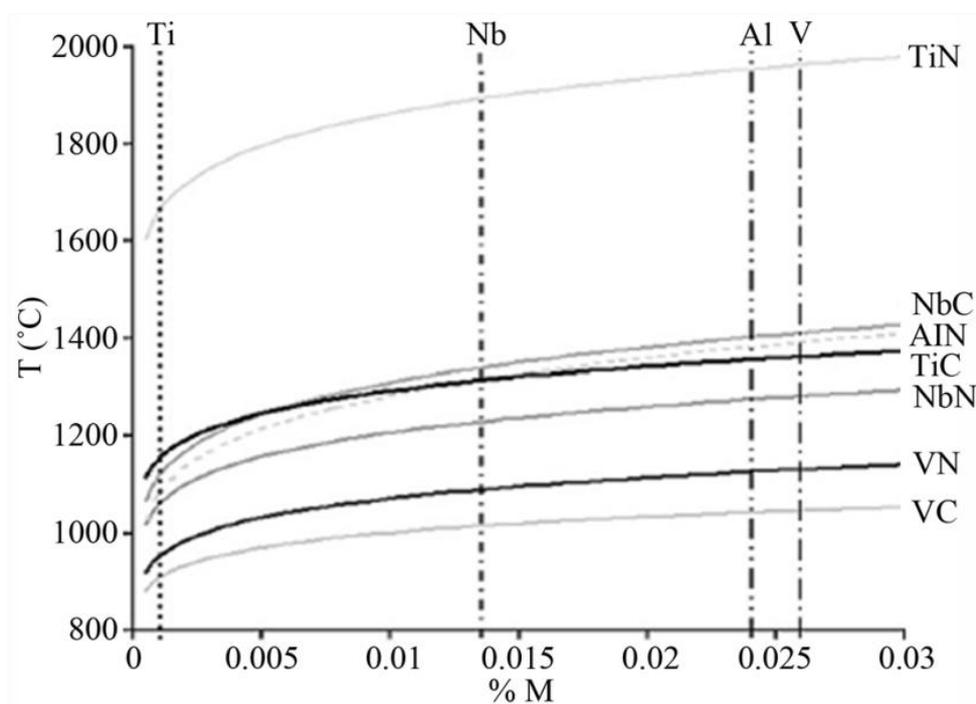


Рисунок 1.5 - Корреляция между содержанием микро-легирования (м%) и температурой растворимости для осадков, присутствующих в стали [5].

В настоящее время большинство из ферритовых-перлитных осадков закалки стали являются микролегированной сталью. Эти стали после прокатки иликовки процесса будут охлаждены полностью и проконтролированы. Свойства этих марок стали зависят от кристаллизации микроструктуры, термомеханического процесса и процесса охлаждения после прокатки [12]. Ниобий имеет некоторое влияние на механические свойства стали, которые, влияют на размер зерна, измельчаемые во время

термомеханической горячей формовки, осаждения закалки и снижения  $\gamma$  до  $\alpha$  температуры перехода. Измельчение зерна является единственным механизмом, который одновременно увеличивает прочность, выносливость и пластичность. Легированная ниобием сталь стала стандартным материалом в заготовке для трубопроводной трубы, автомобилестроения и использования в строительстве. До сих пор высокий потенциал легированной высокопрочной стали не был использован в той же степени в длинномерных продуктах. Осадки NB (C, N), образующиеся и выращенные при высокой температуре и в аустенитной фазе, препятствуют укрупнению зерна в последующем этапе горячей деформации. Другой диффузионно-управляемый процесс, происходящий с раствором ниобия в аустените, замедляет аустенит ( $\gamma$ ) к ферритовой ( $\alpha$ ) трансформации. Это приводит к увеличению зарождения феррита и снижению темпов роста зерна, формированию квази-эквивалентных структур как бейнита и окончательно возникновение NB (C, N) во время преобразования [40] [41].

### 1.1.3.3 Роль Ti микро-легирования

В современной промышленности получение отличной комбинации высокой прочности является положительным свойством для стали. Хорошо известно, что в нем играют важную роль NB, V и Ti элементы микролегирования [32]-[22]. В то время как элементы микролегирования выпадают в виде карбидов или нитрида в аустенит, осадки могут снизить темпы роста зерна, закрепив границы зерна [33] [39]. Полученная микроструктура мелкого зерна может усилить прочность и твердость сталей значительно [25]-[38]. В связи с высокой ценой ниобия и ванадия, развитие титановых легированных сталей привлекает гораздо больше внимания в

последнее время. Приведены некоторые исследования воздействия осадков на микроструктуру и механические свойства в стальных подшипниках [20]-[25]. Но стали легированные титаном плохо изучены особенно в среде низкоуглеродистой марганцевистой мартенситной стали. Согласно анализу термодинамики [28] [34], главным образом формы титанового выпадения будет  $Ti_4K_2C_2$  и  $TiC$  или  $Ti(C, N)$  составные частицы. Роль частиц олова в контроле размера зерна аустенита хорошо известна, и механизм, с помощью которого они оказывают это влияние, может объясняться выражениями [1] [48], которые связывают размер и долю осадков. Тем не менее, температура осадков для олова,  $Ti_4K_2C_2$  и  $Ti$  частицы выше  $1500^\circ C$ ,  $1200^\circ C$  и  $1000^\circ C$ , соответственно. Из-за высоких температур осадки олова и частиц  $Ti_4K_2C_2$ , как правило, растут до больших частиц, и это невыгодно для механических свойств. Следовательно, такие частицы могут иметь наиболее важное влияние на свойства стали для их меньшего размера.

#### 1.1.3.4 Роль NB-Ti микро-сплавов

Широко распространено использование ниобия и титана в качестве элементов микросплава в стали для измельчения зерна. Осадки, образующиеся во время затвердевания, могут сильно подавлять движение границ зерна аустенита, в то время как  $NbC$ , которая обычно выпадает после деформации аустенита, может закреплять дислокации так, чтобы восстановление и рекристаллизация деформированного аустенита были равнозначны остальным [46] [28]. Однако, когда NB и Ti сосуществовали в одной и той же микролегированной стали, они влияли на взаимодействие образования и термо-устойчивости осадков. Примерная температура

растворимости в осадках, присутствующих в выпускаемой стали, показана на рисунке 1.6.

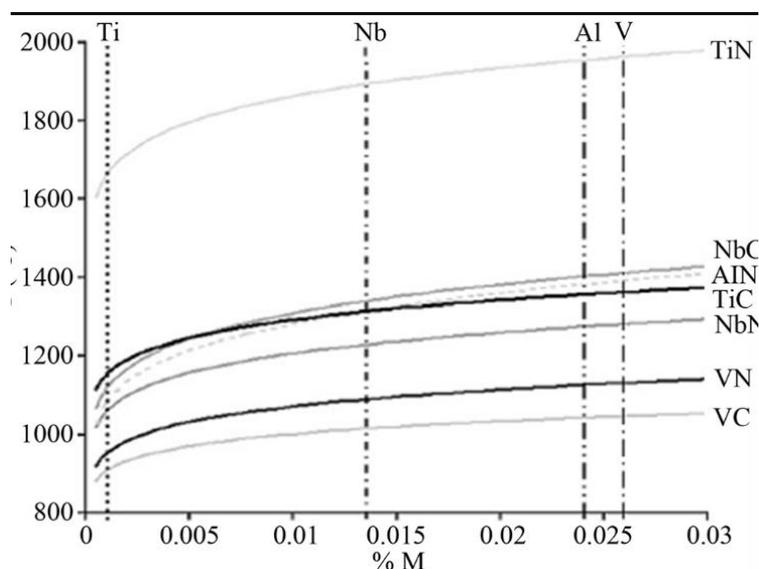


Рисунок 1.6 – Температура растворимости в осадках

Различные осадки, присутствующие в стали в связи с TI-NB микро-сплавов были проанализированы с точки зрения размера, морфологии и химии. Они могут быть классифицированы в типы i-iv на основе размера и морфологии осадков, и суммироваться.

Тип I – стержень, как межгранулированный (Fe, MN) осадков;

Тип II – олово, содержащее небольшое количество NB и имеющее размер в диапазоне 120-500 Нм;

Тип III – осадки определены как (NB, TI) и являются  $\approx$  10-200 Нм размером и случайным образом распределены в матрице;

Тип IV – сферическими или игольчатой формы (NB, TI) осадки (3-5 Нм), что располагаются преимущественно на суб-границах и дислокациях в феррите.

Тип I и II, как правило, нежелательны с точки зрения прочности, поскольку они, как известно, способствуют увеличению трещин, в то время как тип III и IV усилению связей.

### 1.1.3.5 Роль бора

Бор (В) может быть эффективным элементом в повышении упрочнения стали и в получении бейнита и/или мартенсита доминирующей структуры.

Контролируемая концентрация В колеблется от 10 ppm до 30 ppm. В легировании является решающим для того, чтобы продвигать необходимые нижние бейнитные микроструктуры для высокой прочности, помимо улучшения свариваемости и поддержания легирования на низких уровнях. Эффект усиления упрочнения В основывается на его неравновесной сегрегации на границах зерна. Есть несколько объяснений, как этот тип сегрегации улучшает закалку сталей [86]:

- неравновесная сегрегация границы зерна аустенита уменьшает пограничную энергию зерна и предотвращает зарождение феррита.

- В может уменьшить коэффициент самодиффузии железа на границах зерна, тем самым уменьшая места зарождения феррита. Поскольку границы зерна являются преференциальными местами зарождения феррита, когда В отделяется от границ зерна, эти участки станут неэффективными.

- тонкая форма боридов вдоль границ зерна. Будучи согласованным с матрицей, Феррит трудно охлажденном состоянии на стыке между бориде и матрицей. (это объяснение противоречит предположению атомистического В быть эффективным в повышении упрочнения).

В целом, низкоуглеродистые микро-легированные стали имеют 0,05 WT% С и 1,5 WT% MN и используются для достижения тонкой зернистой микроструктуры. Фундаментальной основой для разработки ультра-высокой прочности 770 МПа горячекатаной стали является получение феррито-бейнитной микроструктуры в горячем прокате продукта. Двумя основными элементами, рассматриваемыми для получения бейнитной микроструктуры, являются бор и молибден.

Бор замедляет зарождение феррита путем разделения на аустенитно-ферритовые границы, где он подавляет ферритовое зарождения через сильное взаимодействие с решеткой дефектов, таких как дислокации и вакансии [87] [89]. Таким образом, бор эффективно перемещает ферритовую С-кривую в более продолжительное время кристаллизации.

#### 1.1.3.6 Роль ванадия-азота

Широко исследован механизм уточнения зерна, вызванный добавлением азота. Ученый [40] предположил, что N способствует образованию гранул феррита, и измельчает зерна в стали с ванадием. [40] Ученый [40] далее подтвердил, что добавление N в V-легированной стали может сделать большой набор осадков в виде карбонитридов, которые выступали в качестве образования зародыша феррита, и подняли скорость зарождения феррита, а также привело в зерне уточнение феррита. Хорошо известно, что карбиды ванадия не участвуют в процессе закрепления. Наоборот, карбонитриды ванадия могут работать с более высокой температурой раствора, чем чистые карбиды ванадия, между 1000 °С и 1200 °С, в зависимости от содержания ванадия и азота [48].

Чжао и другие. [12] указали, что в феррито-перлитной микролегированной стали доля площади феррита увеличилась с 21% до 38%, а средний размер зерна уменьшился с 10,3 мкм до 6,2 мкм, когда содержание азота было увеличено с 30 ppm до 210 ppm и нормализация была выполнена при 930 °С. Шло повышение температуры нагрева, за счет чего привела к повышению прочности. Улучшенное сочетание предела текучести в 650 МПа и вязкости в 48J при – 20 °С можно получить в 33 мн, с содержанием азота 140 ppm при температуре нагрева около 930 °С [12]. С другой стороны, более высокое содержание кремния в свинцовистой стали увеличивает

активность углерода в этих сплавах, таким образом стабилизирующих карбиды в карбонитридах [33]. Таким образом, температура аустенизации 1200 °С (температура термической обработки исследуемых сталей) недостаточно высока для растворения всех частиц VN или V (с, N), и некоторые из них, вероятно, ограничивают рост аустенита зерна во время нагрева в процессе отпуска. Это было подтверждено IDS расчетом, который дал температуры начала осадков VN [33]. Другим объяснением более тонкого ферритного размера зерна стали, содержащей ванадий, является межфазное осаждение карбонитридов ванадия, которое замедляет аустенитно-ферритное превращение, давая больше времени для ферритового зарождения [34] [35].

По результатам этого исследования не исключено, что также высокое содержание кремния ( $SI > 1\%$ ) вызывает меньший размер зерна феррита, например, через более высокую температуру, так как зарождение феррита начинается раньше.

#### 1.1.3.7 Сводка

На практике часто добавляется более чем один элемент микролегирования, каждый для различных целей. Таким образом, низкая растворимость олова делает его хорошим фактором для сдерживания роста зерна во время разогрева. Nb (C, N) только умеренно растворимый ниже 1000 °С, и это хороший выбор, если он сдерживает рост зерна ниже этой температуры. Избыток Ti, Nb может способствовать выпадению осадков при более низких температурах, как карбиды, которые способствуют увеличению осадков. VC, с другой стороны, гораздо более растворим и добавляется так, что он может оставаться в растворе.

Наличие более одного легирующего элемента может привести к осаждению сложных многокомпонентных карбонитридов, таких как (NB, V) (с, n) или (NB, Ti) (с, n). Растворимость этих сложных карбонитридов можно обнаружить в первом приближении от растворимости отдельных карбидов и нитрида. Наконец, NB и Ti могут быть добавлены к низколегированным сталям для формирования карбидов и нитрида с совершенно другой целью. В "межклеточной" стали, NB и Ti добавляются и выступают в качестве "мусорщиков" для C и N. Они образуют низкую растворимость осадков, что приводит к почти межклеточному проходу феррита.

## 1.2 Усталостное, циклическое разрушение материала

Применение этого подхода в циклических испытаниях образцов, оказался очень успешным. Был проведен ряд исследований, направленных на изучение параметров разрушения и скорости роста усталостной трещины на образцах. Толщина образцов варьируется от 10 мм до 150 мм. Следующая зависимость была достигнута между значениями стандартного отклонения амплитуды распределения напряжений и скоростью роста усталостной трещины.

$$V=F_2(SA) \quad (1)$$

Кроме того с учетом экспериментов и правильности полученной ранее зависимости (1) между размером микротрещины и асимметрией цикла, что было подтверждено амплитудой. Для этого на различных этапах продвижения усталостной трещины были вырезаны образцы для исследования фрактографии. Также, исследования, проведенные в ходе этих экспериментов помогли подтвердить зависимость между данными,

полученными до разрушения и амплитудой асимметрии цикла. Для этого на различных этапах осуществления усталостного излома образца были сокращены фрактографические исследования. Распределение усталостных дефектов на поверхности изломов (рисунок 1.8), определенных через растровый электронный микроскоп PSEM-500, были сравнены с амплитудой цикла, обнаруженной во время продвижения фронта излома усталости в данной конкретной области.



Рисунок 1.8 – Распределение дефектов на поверхности усталостного излома  
x640.

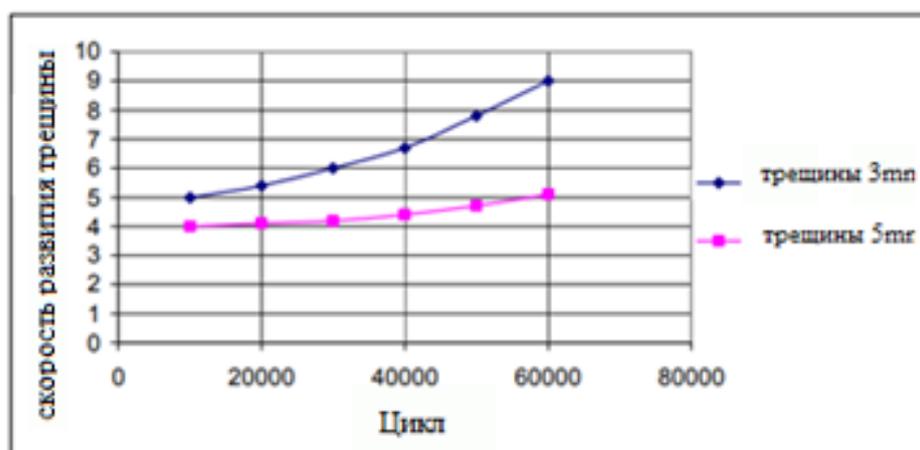


Рисунок 1.9 - Схема распространения дефектов в верхней части образца и сравнительная скорость роста этих эффектов во время неоднократных нагрузок

Плотность распределения дефектов по длине образца показывает, что данные позиции двух дефектов четко локализованы. В то же время стоит отметить, что первый дефект большего размера при загрузке обладает примерно в два раза меньшей энергией, чем второй. Поэтому мы можем предположить, что он является менее опасным. Это подтверждено на рисунке 1.9, где сравнивается скорость роста этих дефектов с циклической загрузкой, рассчитывается с помощью данных по формуле (2).

Из этой иллюстрации мы ясно видим, что во время нагрузки 60000 циклов скорость роста первого дефекта возросла с 4 до 5 единиц. В это время второй дефект имеет высокую скоростью и его скорость возросла с 5 до 9 единиц. Это помогает заключить, что можно выявить реальные дефекты развития стали и предупредить приближение разрушения

Второй дефект свидетельствует о более высокой интенсивности напряжений в верхней части небольших трещин. После 60 тысяч циклов усталостного эксперимента данный образец был разрушен статически. Как было предположено, образец был разрушен вдоль трехмиллиметровой трещины. Стоит подчеркнуть, что трещины в данном эксперименте были не искусственными, а природного происхождения. Вот почему учитывая, что результаты не лишены основы механики разрушения, но являются свидетельством того, что природные трещины могут отличаться по степени концентрации напряжений. В этом примере подчеркиваются преимущества метода усталостной выносливости, по сравнению с традиционными методами неразрушающего контроля, которые помогают определить только геометрические параметры дефектов, но не на уровне ее реальной опасности.

Для проведения исследования был сделан надрез в наиболее напряженном месте. Развитие перелома контролировался многоканальной системой, что позволило в месте нахождения зарождения трещины оценить темпы ее развития. После разрушения образца реальный темп роста трещины был определен через изучение прекращения распространения трещины на поверхности. Это показано на рисунке 1.10.

Максимальный размер первого поверхностного дефекта составил 5 мм, второй - 3 мм. Образец подвергается циклической нагрузке с асимметрией цикла 0.1 и частотой 1 Гц. В данном случае был смоделирован рост дефекта в диске ротора железнодорожной паровой турбины.

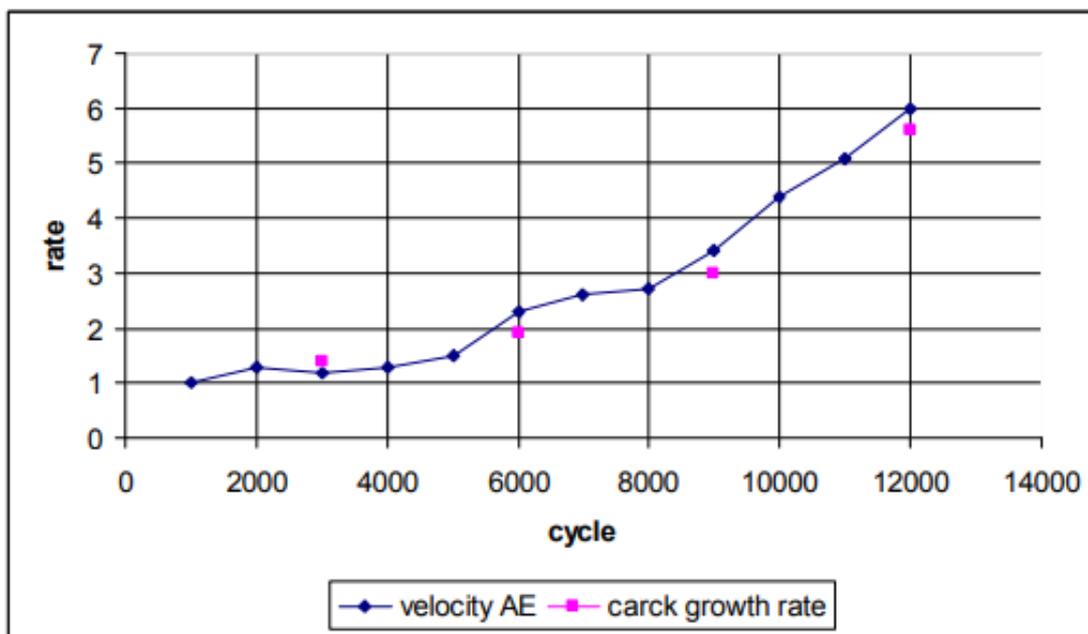


Рисунок 1.10 – Скорость роста трещины

Как следует из рисунка 10, данных расчетов и реальной скорости развития разрушения хорошо соответствуют. Поэтому, расчетный метод может использоваться для диагностики различных трубопроводов, Т-образных соединений и другого оборудования.

Данный метод был использован для мониторинга плиты крупнейшего прокатного стана в Европе «5000», (рисунок 1.11).



Рисунок 1.11 – Стан прокатный «5000»

Определена скорость неразрушающей деформации, что не вызвало развития трещин. В течение нескольких лет данный метод был успешно использован для контроля разработки двух продольных трещин, каждый длиной 1,5 метра и до 40 мм в глубину, что позволило своевременно предупреждать о скачкообразном увеличении темпов развития трещин (рисунок 1.12).

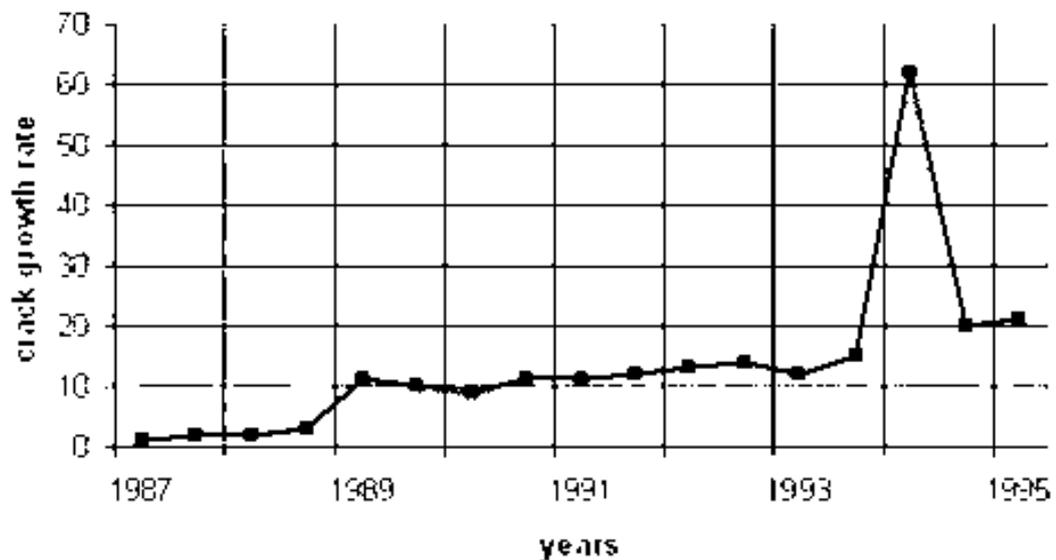


Рисунок 1.12 - Мониторинг прокатного стана «5000»

Были определены безопасные усилия, при которых трещины не развиваются. Именно поэтому этот метод использовался в течение 8 лет, которые необходимы были для контроля дефектов на длине 1,5 м и глубине до 40 мм и своевременного предупреждения о скачкообразном увеличении скорости роста трещин.

Усталость материала - это явление, при котором структуры не могут подвергаться циклической нагрузке. Этот тип структурного повреждения возникает даже тогда, когда реальный диапазон напряжений намного ниже статической прочности материала. Усталость является наиболее распространенным источником отказов механических конструкций. Процесс до полного отказа компонента при повторной загрузке можно разделить на три этапа: во время большого количества циклов повреждение развивается на микроскопическом уровне и растет до образования макроскопической трещины. Макроскопическая трещина растет при каждом цикле до достижения критической длины. Образец ломается в том случае, когда он больше не может выдерживать пиковую нагрузку. В некоторых случаях второй этап не наблюдается. Микроскопическая трещина вместо этого быстро растет, вызывая внезапный отказ компонента. Детали последних двух этапов обычно рассматриваются в рамках темы механики разрушения.

Термин «усталость» применяется в основном к первому этапу. Однако существует некоторое совпадение между дисциплинами и измеренным числом циклов до усталости, которые часто включают в себя и последние два этапа. Поскольку большая часть жизни компонента расходуется до того, как можно наблюдать макроскопическую трещину, большинство конструкций направлены на то, чтобы не допустить такого повреждения. Переменные напряжения под воздействием непостоянной внешней нагрузки в материале также изменяется со временем. Состояние в материала может быть описано многими различными переменными, такими как напряжение, деформация или диссипация энергии. Процесс усталости обычно рассматривается как контролируемый определенной переменной. Цикл нагрузки определяется

как продолжительность от одного пика исследуемой переменной до следующего пика. В общем случае все циклы не имеют одинаковой амплитуды. Однако для поверхностного обсуждения можно предположить, что переменная состояния, контролирующая усталость, имеет одинаковое значение в начале и конце каждого цикла нагрузки. В эластичных материалах циклическая нагрузка вызывает периодическую циклическую реакцию напряжения. Для таких случаев цикл нагрузки легко определяется. Это проиллюстрировано на рисунке ниже, где напряжение - это переменная состояния, контролирующая усталость.

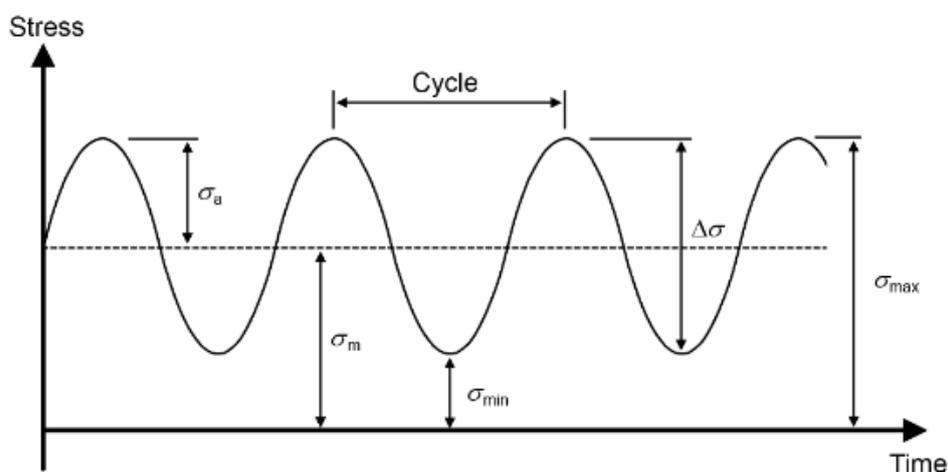


Рисунок 1.13 - Общие переменные, используемые для прогнозирования усталости.

Напряжение изменяется между максимальным напряжением и минимальным напряжением во время цикла нагрузки. В области усталости вариации напряжения часто определяются с использованием амплитуды напряжений и среднего напряжения. Кроме того, переменные, определяющие диапазон напряжений, и значение  $R$ , часто используются для описания цикла напряжений. Связь между различными переменными усталостного напряжения:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (3)$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (4)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (5)$$

Важнейшим параметром для усталостного повреждения является амплитуда напряжения. Однако для любого детального анализа необходимо учитывать и среднее напряжение. Среднее напряжение растяжения увеличивает чувствительность к усталости, тогда как сжимающее среднее напряжение позволяет рассматривать высокие амплитуды напряжений. Реакция материала на последовательность циклов нагрузки сильно зависит от природы внешней нагрузки, которая может быть периодической, случайной и даже состоять из повторяемых блоков. Для последних двух случаев описание цикла нагрузки не так просто, как в чистом периодическом случае; он требует специальных процедур.

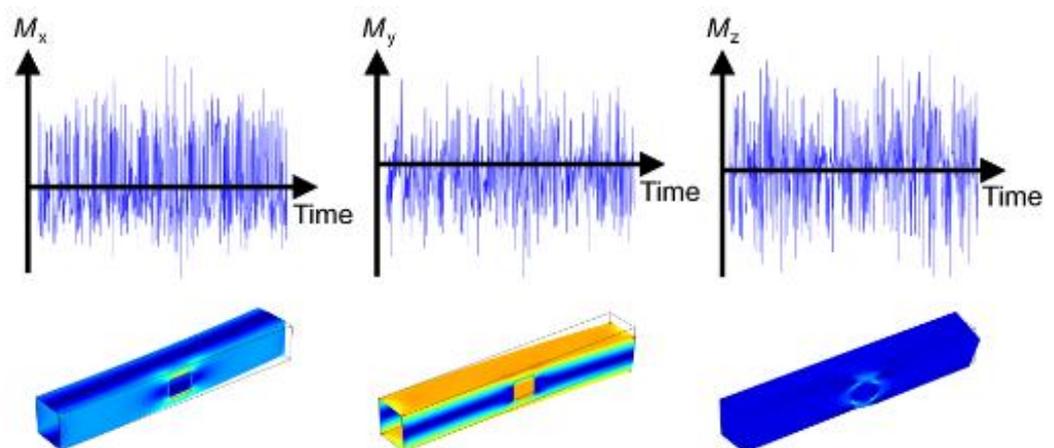


Рисунок 1.14 - Кадр с вырезом, который подвергается случайной нагрузке.

Показаны временные истории трех обобщенных нагрузок - двух изгибающих моментов и одного крутящего момента. Контуры напряжения представляют собой ответ материала на соответствующую единичную нагрузку. Анализ усталости при низких и высоких циклах не всегда основан на реакции напряжения. Однако эта область исторически получила большое внимание, поскольку большинство исследований было проведено в режимах, в которых используются реальные модели.

Основываясь на количестве циклов нагрузки, необходимых для получения трещины, принято проводить различие между усталостью с низким циклом и усталостью с высоким циклом. Предел между ними не регламентирован, но обычно он составляет порядка 10 000 циклов. Физическое обоснование заключается в том, что в случае достаточно низкого напряжения, отношение напряжение-деформация можно считать эластичным. При работе с диапазоном напряжений обычно пользуются описанием локального состояния. Исследования в области моделирования усталости впервые начались в XIX веке, а продолжение привело к ряду методов прогнозирования усталости. Одной из классических моделей является так называемая кривая S-N. Эта кривая связывает число циклов до отказа (т. е. долговечность)  $N$ , и амплитуды напряжения при одноосном нагружении. Общая тенденция заключается в том, что с уменьшением амплитуды напряжений получается более продолжительное время жизни.

Обычно зависимость очень явная, так что уменьшение амплитуды напряжений на 10% может увеличить долговечность на 50%. Некоторые материалы демонстрируют порог напряжения при тестировании усталости. При напряжениях ниже этого порога, известного как предел выносливости, не наблюдается усталостного повреждения, и компоненты могут работать в течение бесконечного срока службы. Однако не все материалы имеют предел выносливости. Поэтому они могут разрушиться из-за усталости даже при низких уровнях напряжений.

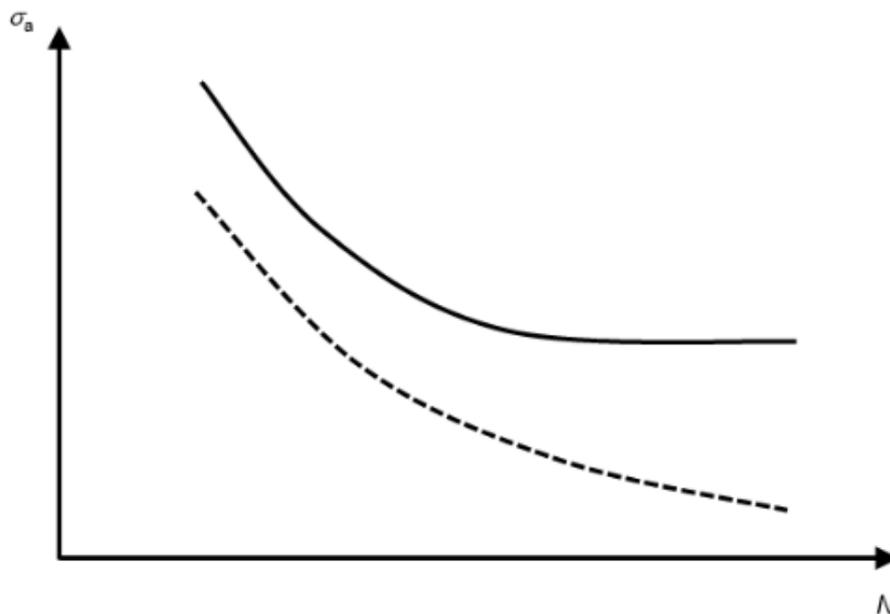


Рисунок 1.15 – S-N для материала с пределом выносливости (сплошная линия) и без предела выносливости (пунктирная линия)

При многоосном нагружении направления или местоположения внешней нагрузки изменяются и, таким образом, деформируют структуру в разных направлениях. Это означает, что в каждом моменте времени необходимо оценить полный спектр напряжений или деформаций, а не скалярное значение. Это часто трактуется критическими методами плоскости, где многие плоскости в пространстве исследуются в поисках критической, где ожидается усталостная деформация. При случайной загрузке цикл напряжений не может быть описан с амплитудами одиночного напряжения, так как каждый цикл отличается от следующего. Чтобы предсказать усталость, история полного нагружения должна быть преобразована в спектр, который может быть связан с усталостью на следующем этапе анализа.

Алгоритм подсчета можно использовать для определения набора амплитуд напряжений с соответствующими средними напряжениями. Правило линейного разрушения Palmgren-Miner является популярным

способом прогнозирования усталости при таком наборе различных уровней нагружения.

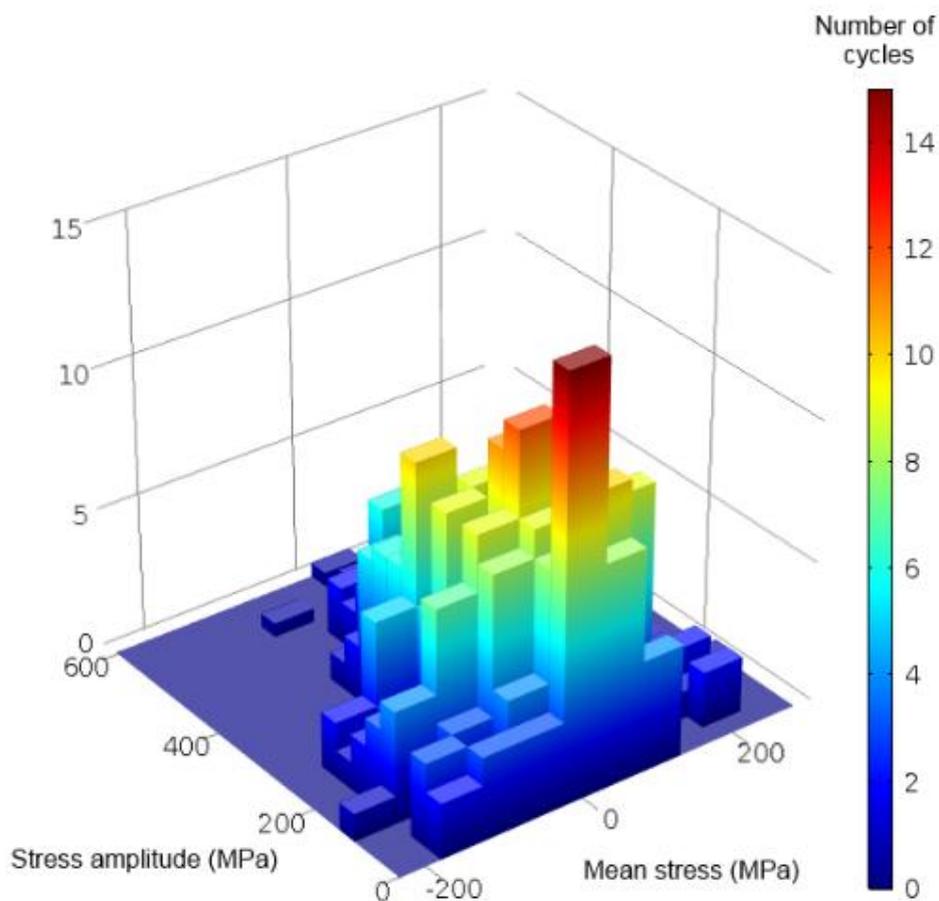


Рисунок 1.16 – Распределение цикла напряжений в соответствии с алгоритмом подсчета

Случайная нагрузка распространилась от циклической усталости, где структуры испытывают динамические нагрузки. Поскольку напряжение зависит от частоты возбуждения, оценка усталости может быть выполнена в конкретной области, используя, например, методы спектральной плотности энергии. В случае некоторых материалов на усталостную долговечность сильно влияет количество микромеханических дефектов. Для этих материалов расположение дефектов оказывает сильное влияние на время эксплуатации компонента. Например, дефект в окрестности концентратора напряжений значительно сокращает долговечность компонента по сравнению с компонентом с дефектом, который далек от концентратора

напряжений. Такие методы могут использоваться для обработки этих типов приложений. Когда дело доходит до выбора модели для прогнозирования усталости, нет общего подхода.

Применимость каждого метода зависит как от материала, так и от типа нагрузки. Тем не менее, можно сузить число применимых методов, просто задав несколько качественных вопросов. Оценка усталости требует как усталостной модели, так и данных материала. Каждая модель требует другого набора параметров материала, которые могут быть получены из испытаний материалов.

Испытание на усталость может быть довольно трудоемким процессом, так как один тест может работать в течение многих циклов до того, как усталость будет наблюдаться. Например, при многоциклового усталости образец может прослужить миллион циклов, прежде чем он разрушится. Кроме того, влияние микроструктуры на чувствительность к усталости приводит к рассеянию в результатах испытаний. Это связано с тем, что материалы неоднородны на микромеханическом уровне. Возьмите сплав, например, там, где есть кристаллизованные зерна, а границы зерен вызывают концентрации напряжений.

В металлическом литье могут быть даже поры, образовавшиеся в процессе затвердевания. Поэтому в локальном масштабе дефекты могут быть намного больше, чем макроскопические средние значения, и могут возникать дислокации внутри кристаллов. Поскольку расположение таких микромеханических неравномерностей распределено случайным образом, происходит большое рассеяние по количеству циклов нагрузки, которым может подвергаться определенный тип компонента, даже если внешняя нагрузка определена четко. Из-за этого должно быть проверено большое количество образцов до того, как будут найдены достоверные данные о усталости.

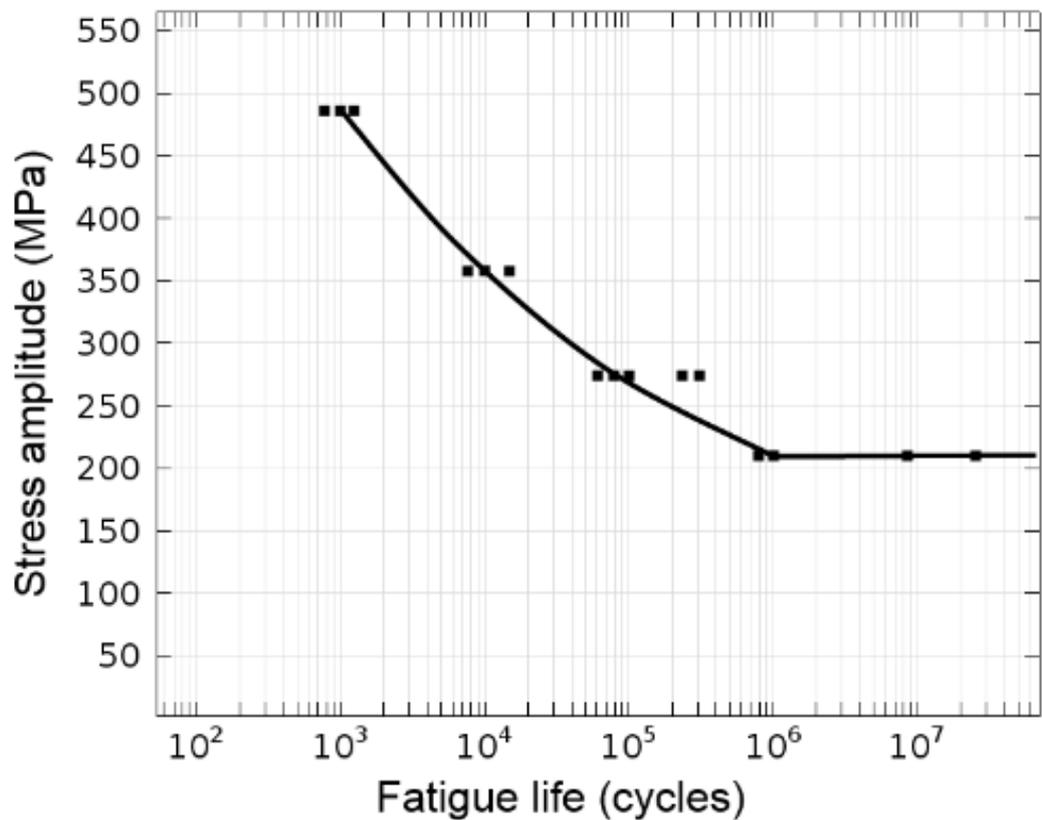


Рисунок 1.17 - S-N для разных компонентов одного материала.

Черные квадраты представляют результаты отдельных испытаний и указывают на рассеяние данных. При оценке результатов тестирования важно также учитывать статистические эффекты. Вот два примера таких эффектов: если два набора стержней с разными диаметрами испытываются при растяжении с одинаковым номинальным напряжением, более крупный, по-видимому, имеет более короткий срок службы. Причина в том, что в большем объеме материала риск нахождения микроскопического дефекта определенного размера больше. Если один и тот же тип стержня испытывают при воздействии как растягивающих, так и изгибающих нагрузок, но при одинаковом пиковом напряжении, испытываемое изгибом, имеет место быть более длительный срок службы. Во время изгиба только небольшой объем материала подвергается наибольшему напряжению. Кроме того, такие эффекты, как обработка поверхности и рабочая среда, будут дополнительно влиять на усталостную прочность. Сочетание всех этих

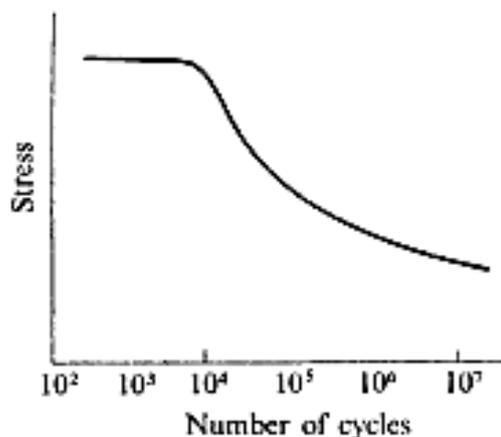
эффектов, а также последствий потенциального отказа следует принимать во внимание при преобразовании измеренных данных в допустимые значения для определенной структуры.

### 1.2.1 Разброс данных в усталости

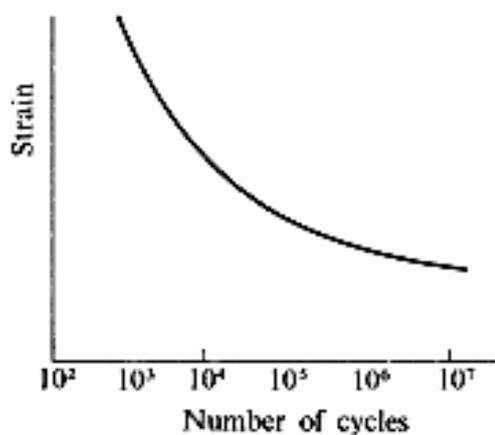
По самой своей природе усталость металла является случайный процессом и, как следствие, разброс результатов, даже в тщательно контролируемых экспериментах, усложняет анализ экспериментальных данных и их последующее применение на практике. Определение по S/N кривой предполагает наличие субъективных суждений при простановке отдельных точек данных для кривой. Статистические методы предполагают рациональный подход.

Статистическая подборка содержит информацию о наиболее эффективном использовании ограниченного числа испытательных образцов, а также о количестве испытательных образцов, которое должно давать определенную степень уверенности в результатах теста.

Если количество номинально идентичных образцов тестируются на напряжение, амплитуда и долговечность занесены в таблицу, может строиться гистограмма путем деления образцов на группы, фиксированной геометрии, строиться по среднему значению. Если проверяется достаточно большое количество образцов, группы можно сделать достаточно узким для представления на гистограмме гладкой кривой.



(a)



(b)

(a) – с точки зрения энергии, (b) – с точки зрения разрушения

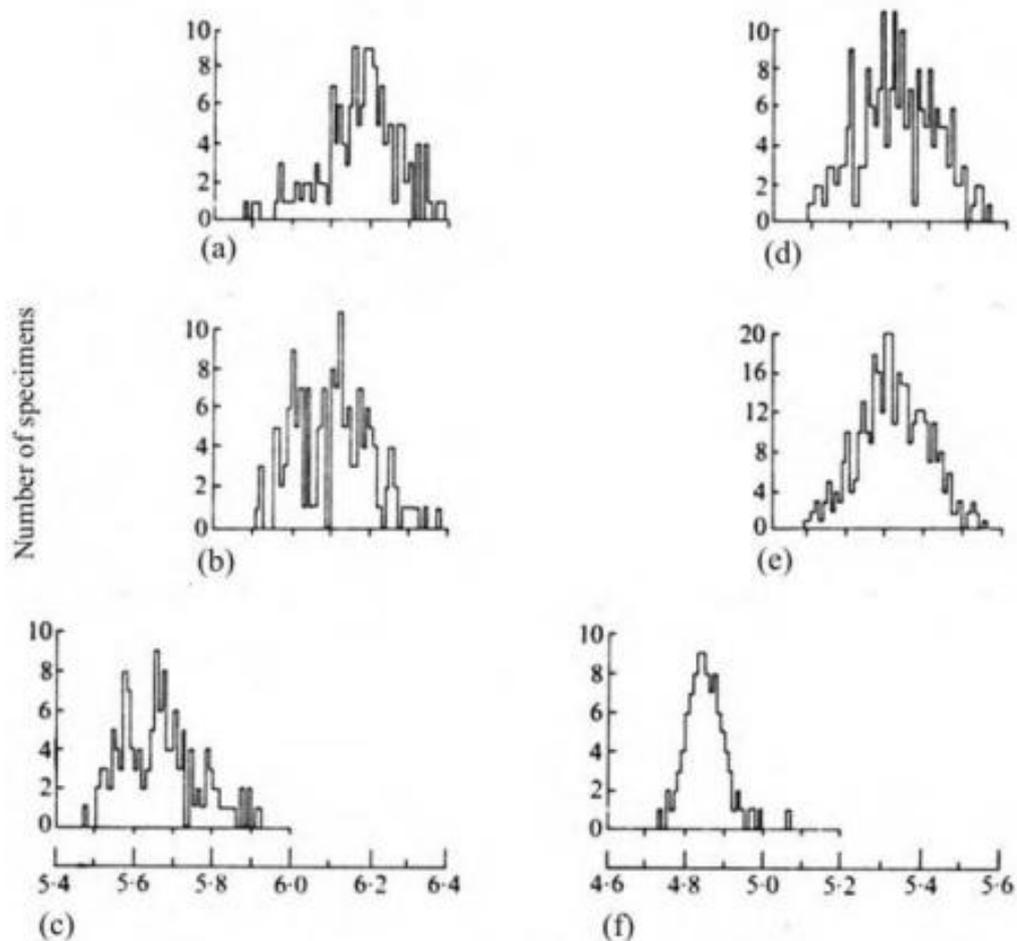
Рисунок 1.18 – Схемы показаны кривые S/N

Одна функция, которая нашла надлежащий подход, применимый к некоторым данным, это гауссовское распределение или (нормальное распределение), которое определяется

$$p(S) = \frac{1}{\sigma \sqrt{2\pi}} \exp\left(\frac{-S^2}{2\sigma^2}\right), \quad (1)$$

где  $S$  – это переменная,  $p(S)$  – плотность дислокаций, и  $\sigma$  значение квадратного корня для всех значений  $S$ , измеренная от среднего (обычно называется стандартным отклонением).

Признаки усталостной долговечности металлических образцов не соответствуют нормальным распределениям, но он показал, что во многих случаях распределение нормальное.



(a) 150 особей,  $\pm 88$  МПа. (b) 148 образцов,  $\pm 90$  МПа. (c) 133 образцов,  $\pm 97$  МПа. (d) 200 образцов,  $\pm 109$  МПа. (e) 350 образцов,  $\pm 116$  МПа. (f) 100 образцы,  $\pm 131$  МПа.

Рисунок 1.19 – Распределение усталости образцов из меди на различных уровнях нагрузки

Это называется журнал нормального распределения. Другие признаки иногда используется в современных работах, например в Мураками (2002) и Schijve (2005). Большое число образцов было протестировано в попытках найти в исходных условиях точную функцию формы плотности дислокаций.

Некоторые типичные результаты показаны на рисунке 1.20 (Фрост и др., 1974).

Основной концепцией статистики является группа из одного или более образцов просто, в качестве примера, взятого из большого количества образцов.

В результате, полученные в ходе испытаний данных для случайной выборки из общего числа могут быть использованы для оценки характеристик всех образцов в целом и для определения надежности оценки. Значения параметров группы могут быть оценены только после испытаний образца. Для получения точных значений необходимо будет испытать все образцы. Эти оценки поведения группы образцов от испытаний на один образец и уверенность, которая может быть распространена на них, являются сутью статистического анализа в целом и статистического анализа образцов усталости металла в частности.

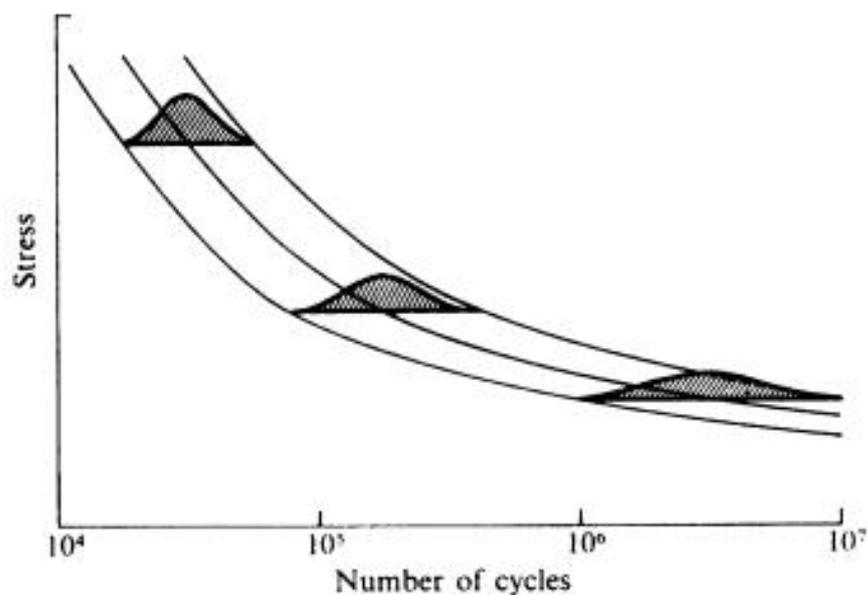


Рисунок 1.20 – Схематическая диаграмма P-S-N для трех вероятностей разрушения и журнал нормального распределения долговечности

Значения параметров группы образцов могут быть оценены только после испытаний образца. Для получения точных значений необходимо проведение испытаний всех образцов. Эти оценки поведения группы образцов от испытаний на один образец и уверенность, которая может быть распространена на них, являются сутью статистического анализа в целом и статистического анализа образцов усталости металла в частности.

Если партия образцов определенного металлического материала тестируется на различных уровнях напряжения, S/N кривые для различных вероятностей разрушения могут быть преобразованы; 50% вероятности соответствует медиане, это средняя долговечность, и это обычные кривые S/N. Эти кривые иногда упоминаются как P-S-N кривые. Рисунок 1.20 схематично показывает P-S-N кривые для вероятности отказа 1, 50 и 99 процентов.

Экспериментальные данные о точечных приложениях переменного напряжения требуют, чтобы разрушение происходило в указанном диапазоне циклов, но это не может быть получено. Потому что приложенное переменное напряжение является независимой переменной и долговечность образца является зависимой переменной. Однако косвенные методы предполагают, что для указанной долговечности чередование распределения прикладных напряжений является нормальным. Кроме того, когда переменное напряжение нормализуется, чередование напряжения для вероятности отказа в 50 процентов их стандартное отклонение не зависит от указанного срока.

Таблица 2 Нормализованные напряжений для различных вероятностей отказа.

Probability of failure (Per cent)	Normalised stress
0.01	0.702
0.1	0.752
1	0.814
5	0.864
10	0.897
50	1
90	1.103
95	1.132
99	1.186

### 1.2.2 Механизмы усталости металла

Механизмы, ответственные за излом металлов и связанные с ним металлургические особенности, можно рассмотреть в широком диапазоне нагрузок (МакКлинток и Ирвин, 1965 г.), перечисленных в таблице 3. Механизмы усталости металла являются относительно простыми при просмотре в крупных масштабах в таблице, но являются более сложными, когда рассматриваются в меньших масштабах. Это характерно для широкого круга физических явлений, где разные результаты получаются путем просмотра в различных масштабах (Мандельброта, 1977).

По сути, механизмы, занимающиеся усталостным разрушением простого металлического образца с полированной поверхностью, просты (Фрост и др., 1974), хотя детали могут быть сложными, особенно при просмотре в меньших масштабах, и может варьироваться между различными металлами.

Во-первых, инициируется усталостная трещина в поверхности образца, во-вторых, трещина распространяется медленно через образец и наконец, когда поперечное сечение достаточно уменьшилось, статический

излом происходит от окончательной нагрузки цикла. При наличии трещины или дефекта, некоторые типы включений являющиеся фазами посвящения трещины практически отсутствуют.

Таблица 3 - Функция анализа равновесия энергии

<b>Scale (mm)</b>	<b>Stress analysis feature</b>
<b><math>10^{-1}</math></b>	<b>Large plastic strains</b>
<b>1</b>	<b>Elastic-plastic field</b>
<b>10</b>	<b>Stress intensity factor</b>
<b>100</b>	<b>Component or specimen</b>

Большая часть разброса в поведении усталости возникает, потому что усталость металла в микроскопическом масштабе представляет собой очень нерегулярный процесс. При рассмотрении механизма разрушения в деталях металлический материал не может рассматриваться как однородный. Однако, с инженерной точки зрения, простой подход для механизмов достаточен для понимания усталости металла. Связанный анализ энергии, используется в качестве основы прикладной механики для изучения усталости металла деталей механизмов.

Усталость трещин в пластичном металле является следствием пластичности в пределах зерна в масштабе  $10^{-3}$  мм. Поверхности зерна слабые, они пластически деформируются при низком давлении и это приводит к появлению микротрещин в пределах зерна. Такая микропластика, из-за скольжения внутри зерна может произойти при напряжениях, намного меньших, чем предел текучести (Коттрелл, 1964). Скольжения могут иметь место только на определенных кристаллографических плоскостях в пределах зерна. Сопротивление распространению в значительной степени зависит от шероховатости поверхности, остаточных напряжений и окружающей среды, все из которых являются трудно контролируемыми.

Плоскость напряжения одноосного растяжения при максимальном касательном напряжении составляет  $45^\circ$  к поверхности, так что скольжение происходит на поверхностях благоприятно ориентированных для скольжения на этом угле. Однонаправленное напряжение приводит к ступеням на поверхности, как показано схематически на рисунке 1.21. Важным моментом является, что скольжение происходит на число параллельных плоскостей. Уклон, который имеет место при приложении нагрузки, когда нагрузка убирается, обратить вспять не просто. При усталости нагрузка обратного скольжению происходит на близлежащие плоскости, ведущие к развитию вторжений и направляющих (рисунок 1.21). В конце концов появляются поверхностные трещины. Эти небольшие объемы обратной пластической деформации (Форсайт, 1969), потому что линии скольжения проходят внутризеренно

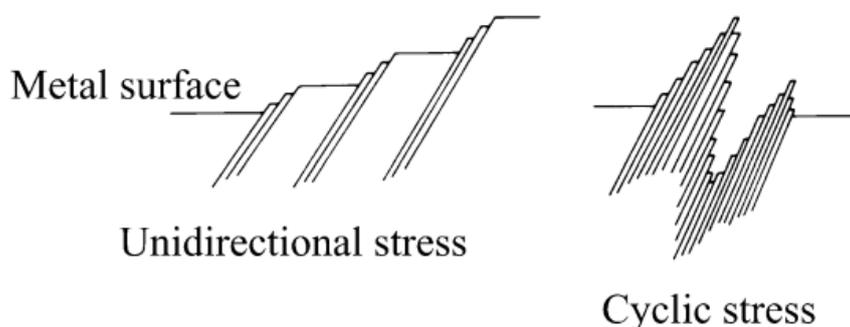


Рисунок 1.21 – Формирование поверхностных трещин от скольжения

В литературе усталости металла условия усталостного распространения трещин и усталостный рост трещины используются для увеличения размера усталостной трещины. В 1950-х годах, стало ясно, что усталостное распространение трещины в металлах проходит в два этапа (Форсайт 1961, 1969 года), как схематически показано на рисунке 1.22.

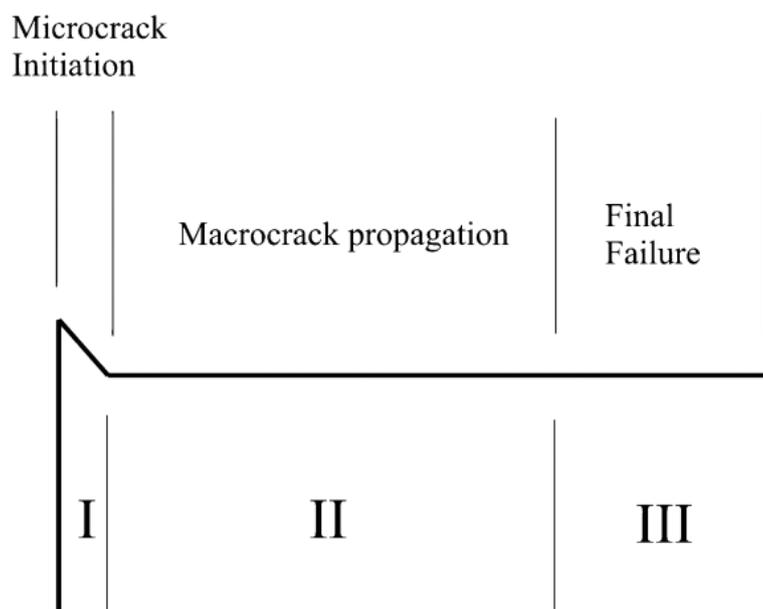


Рисунок 1.22 – Схема раздела через усталость перелома, показаны три стадии распространения трещины.

В первом этапе, распространение трещины является расширением зародившейся микротрещины без изменения направления. Отсюда стадия, которая происходит в период роста трещины, распространяющейся в диапазоне скольжения, которая находится на плоскости высокого напряжения сдвига. В изломе механики терминов, которые являются смешанным режимом трещины. Стадия распространения трещины поощряется пластичностью. для удобства, начала термин усталостной трещины иногда включает в себя стадии распространения усталостной трещины. Стадия, в которую трещины переходят, когда она достигает критической длины, меняет направление и распространяется перпендикулярно максимальным главным растяжениям. В терминах механики разрушения это режим. Критическая длина сильно зависит микроструктурных особенностей и на критические условия и колеблется в широких пределах. Это обычно меньше, чем 1/4 мм и обычно около 0.02 мм. После перехода на этапе II большинство трещин распространяется через поперечное сечение. Более описательными терминами для этапа I и II соответственно иногда используются микротрещина и макротрещина.

В современной литературе усталости металла условия трещины стадии I и стадии II, микротрещина и макротрещина обычно используется без объяснения причин. Аналогичным образом не квалифицированные ссылки на усталостные трещины распространение (обычно) в других местах, распространение макротрещины.

Наконец, поперечное сечения настолько уменьшается, что условия для разрушения в один цикл нагрузки становятся выполнимыми. Это иногда называют этапом III и может быть связано с распространением трещины по типу хрупкого разрушения.

При микроскопическом исследовании наиболее поразительной чертой многих из изломов, созданных распространением усталостной трещины II стадии в металлических поверхностях, материал отличается наличием отдельных линий разметки, параллельных друг другу, и перпендикулярных в местном направлении распространения трещины. Эти линии называются стратами (Пук 1983а, Брук 1988). Рисунок 1.23 показывает страты на переломе поверхности сплава Cu Al - 4%. Каждой полосе цикла соответствует один стресс, поэтому расстояние между стратами является суммой, которую фронт трещины пересек наперед в течение одного цикла.

Эта взаимосвязь между стратом и циклом приложенного напряжения была продемонстрирована экспериментально много раз (Пук и Смит 1979). На микроскопическом масштабе распространения трещины усталости в металлическом материале представляет собой очень нерегулярный процесс. Присутствие страта является доказательством того, что трещина была создана путем распространения усталостной трещины. Страты не всегда соблюдаются, так что их отсутствие не обязательно подразумевает, что усталость распространение трещин не состоялась.

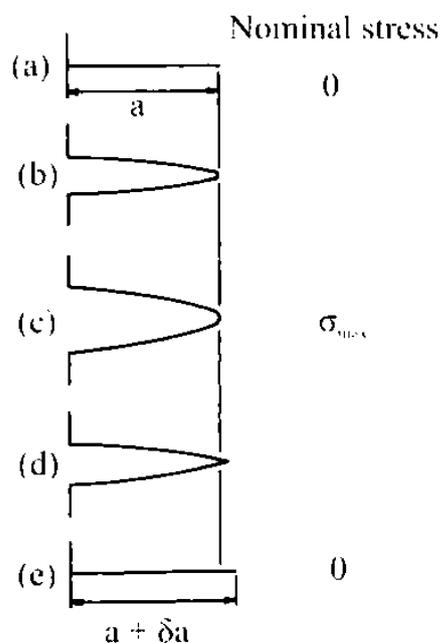


Рисунок 1.23 – Повторяющиеся последовательности усталостной трещины открытия и закрытия под нагрузкой от 0 до  $\Sigma_{\max}$ .

Трещины механизма усталости II стадии распространения и формирования полос включают в себя пластичную деформацию на кончике трещины, как он открывается и закрывается.

Этот механизм схематично показан на рисунке 1.23 для трещины первоначальной длины и усталость нагрузки от 0 до  $\sigma_{\max}$ . Когда кончик трещины нагружается он притупляется и распространение усталостной трещины происходит в пластичном металле, потому что разгрузка кончика трещины на каждом цикле ведет к приращению трещины  $\delta a$ , как схематически показано на рисунке. Другими словами, распространение усталостной трещины является следствием необратимой деформации на вершине трещины и этот основной механизм отвечает за производство страт. Приращение распространения в каждом цикле относится к этому механизму.

Философская основа для теоретического анализа распространения трещины требует удовлетворения двух условий (Коттрелл 1964). Во-первых, достаточно энергии должно быть доступно для работы распространения механизма разрушения (термодинамические критерии), и, во-вторых,

трещины должны быть достаточно высокими, чтобы действовал механизм (критерий напряжения).

Механизм, показанный на рисунке 1.23 удовлетворяет обоим этим условиям. В природе кончик трещины гарантирует напряжение поля, что подчеркивают доступные работы о механизме разрушения. Энергия поглощается путем пластической деформации на кончике трещины и создание новой поверхности перелома, обеспечивается циклическим нагружением. Эти критерии не удовлетворили порог распространения усталостной трещины.

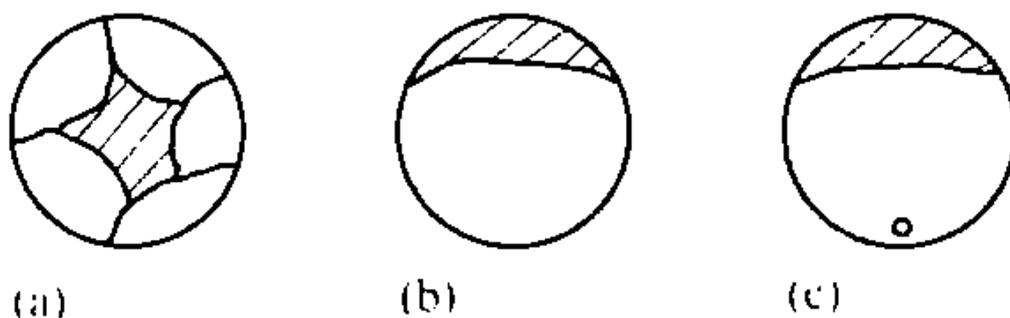
Часто легко распознать разрушение от усталости металла по макроскопическому внешнему виду поверхности излома, и важно иметь возможность сделать это.

Схематически показаны общие черты усталости металла изломов поверхностей на рисунке 1.24 для простого образца и зависимости от количества циклов разрушения. Белые области представляют распространение усталостной трещины, и они имеют плавный вид. Затененные участки представляют конечные статические ошибки; они имеют грубый внешний вид и обычно темнее. На высоком уровне, с долговечностью около  $10^4$  циклов, усталостные трещины инициировались несколькими усилиями в точках на поверхности образца и отдельные напряжения в конце концов привели к слиянию трещины (рисунок 1.24(a)). На уровнях низкого стресс, долговечность около  $10^6$  циклов, обычно существует только один доминирующий тип усталостной трещины, который инициировал на поверхности (рисунок 1.24(b)). В районе гигацикловой нагрузки, долговечность усталостной трещины около  $10^9$  циклов может распространяться от внутреннего дефекта (рисунок 1.24(c)). Небольшая круговая область вокруг первоначального дефекта обычно имеет вид темного, под названием рыбий глаз (Мураками 2002).

Некоторые показатели привели, например, к сбоям процесса усталости металла 1.25 и в лабораторных испытаниях 1.26 и 1.27. Эти

иллюстрации отличаются характером излома. Усталостная трещина в составе линии излома (рисунок 1.25) инициировала в концентратор напряжений. Разрушение лопатки турбины произошло от легкого напряжения (рисунок 1.26). Лонжерон самолета испытал излом внутри болтового крепления с обеих сторон (рисунок 1.27). Грубые области являются статическими переломами, где был взят образец для изучения после расследования. Чтобы усталостная трещина в литом образце не стала началом внутреннего дефекта, специально вводят усадку (рисунок 1.28).

Излом поверхности имеет темный вид после распространения трещины.



(a)  $10^4$  циклов, (b)  $10^6$  циклов и (c)  $10^9$  циклов

Рисунок 1.25 – Схематический вид поверхностей усталостного разрушения металла



Рисунок 1.26 – Лопатка морской паровой турбины, шириной 18 мм

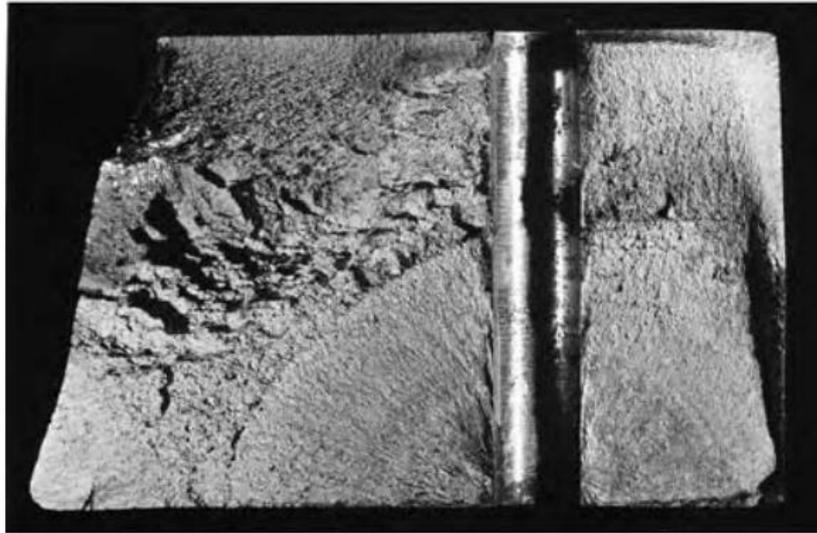


Рисунок 1.27 – Поверхность Al-Cu сплава, ширина 85 мм.



Рисунок 1.28 – Литой образец из стали, диаметр световой области 8 мм.

Высокий уровень напряжения, с средним напряжением выше нуля, это явление известно как трещотка (Доулинг, 1993, Суреш 1998). Так происходит, что пластические деформации, возникающие во время нагрузки, не восстанавливаются полностью во время разгрузки. Трещотка может повторяться на последовательных циклах. В зависимости от обстоятельства

трещотка может замедлить и остановить, продолжить на постоянной скорости, или ускорить.

Трещотка иногда наблюдается после длительного периода использования, (Camm, 1941). Трещотка может также возникать при тепловой нагрузке, где местные нагревы и охлаждения приводят к усталости напряжений вследствие расширения и сжатия металла. Трещотка при должной тепловой нагрузке часто наблюдается в кухонной утвари, которая иногда становится непригодной для использования из-за чрезмерной деформации.

### 1.2.3 Повышение усталостной долговечности

Результаты усталостных оценок и анализа неудачи часто свидетельствуют о необходимости, чтобы улучшить усталостную долговечность существующих или предлагаемых компонентов и структур.

В принципе есть только два способа, в которых усталость может быть не доказана. Во-первых, чтобы уменьшить усталость напряжений в критических точках и, во-вторых, улучшить усталостную прочность используемого материала. Во-первых, область проектирования, и, во-вторых, область металлургии. В разработках материалов с повышением усталостной прочности популярной темой в литературе является усталость металла. Если материал с лучшей усталостной прочностью предложить вместо исходного материала, то это, может быть, самый простой способ улучшения усталостной прочности компонентов и структур, но обычно включают увеличение материальных затрат и часто включают увеличение производственных затрат.

Усталость можно сократить путем уменьшения нагрузки, прикладной усталости. Например полет самолета вокруг сильной турбулентности, а не

через нее, уменьшает излом от нагрузок крыльев самолета, а также повышения комфорта пассажиров и членов экипажа. Иногда усталость от нагрузок сокращается путем введения оперативных трудностей.

Много опубликовано рекомендаций по облегчению усталости металла, составляют подсказки и советы о том, как уменьшить уровень усталости напряжений на фактических или потенциальных изломах сайты. Это часто легче сказать, чем сделать. Например, рассмотрим центральную ось велосипедов. Усталость напряжений на внешних радиусах рычага могут быть сокращены, увеличив диаметр центральной оси, но это будет увеличивать стоимость и массу, что не может быть приемлемым. Одним из способов снижения усталости является увеличение радиусов на плечи для центральных осей. Подшипники иногда используются для поддержки центральных осей велосипедов. Для этих подшипников для плотного прилегания на плечи является максимально допустимый радиус плеча. Это означает, что может быть предел в степени, которую можно усталость уменьшить путем увеличения радиуса.

В трещине начала доминировать ситуация, когда усталость металла обычно является поверхностным явлением. Поэтому иногда используется поверхностное упрочнение для улучшения общей усталостной прочности, сделав развитие усталостной трещины более трудным. Усовершенствования методов поверхностного упрочнения, чтобы оптимизировать их для конкретные ситуации является популярной темой в литературе усталости металла. Введение сжимающих остаточных напряжений на поверхности, следовательно, сокращение нагрузки прикладываемых усталостных напряжений является еще одним методом улучшения усталостной прочности. Поверхности при сжатии остаточных напряжений уравниваются остаточными растяжениями других.

Существует три основных металлургических метода, широко используемых для производства закаленных поверхностных слоев стали (Фрост et al., 1974): закалка или термическая обработка, цементация и

азотирование. Закалка и термическая обработка состоят из нагрева до температуры выше критической для стали, поверхность нагрева и затем закалки. Цементация и азотирование получают закаленный слой на поверхности определенных сталей. Цементация состоит из нагрева стали в среде сферического углерода, а затем закалки. Азотирование состоит из нагрева стали в среде аммиака, из-за чего азот объединяется с некоторыми элементами в стали. Это имеет то преимущество что охлаждение не требуется (минимизация искажений). Все три процесса имеют дополнительное преимущество внедрения сжимающие остаточные напряжения на поверхности.

Дробеструйная обработка является широко используемым и дешевым методом введения биаксиальных оплеток при сжатии остаточных напряжений в поверхность металла, и следовательно повышению ее усталостной прочности. В дробеструйной обработке бомбардировка поверхности производится маленькими, жесткими сферами, обычно 0,1 до 1 мм в диаметре. Механизмы по которым вводятся остаточные напряжения являются достаточно сложными (Кобаяси et al., 1998). Как правило, дробеструйной обработкой производят двухосную компрессию остаточных напряжений в слое глубиной 0,1 до 0,5 мм. Это показало значительное повышение усталостной прочности в широком диапазоне металлов (Фрост и др. 1974). Метод измерения интенсивности дробеструйной обработки для контроля качества является хорошо используемым. Это основано на тонкой стальной полосе (3 дюйма (76 мм) длиной × 0,75 дюйма (19 mm) широкий), которая крепится к жесткой опоре. После того, как были удалены болты, полосы изогнулись за счет остаточных напряжений, вызванных дробеструйной обработкой. Кивизна воспринимается как мера интенсивности для обработки.

Применение статических напряжений может ввести растяжение от остаточного напряжения и следовательно уменьшить усталостную прочность.

В толстой стенке цилиндра внутреннее давления приводит к более высоким напряжениям в отверстие, чем в других местах. Для достаточно высокого давления применяется нагартовка диаметра цилиндра (Хилл 1950). Нагартовки используется для таких целей, как повышение усталостной прочности баллонов под давлением, больших стволов.

### 1.3 Усталостные трещины. Бороздки усталости

При воздействии циклических нагрузок в итоге циклических пластических преобразований имеет место быть возникновение трещин [31,32]. Даже, в случае, когда реальные нагрузки значительно ниже предела упругости, местные напряжения вследствие имеющихся сосредоточений напряжений на границах зерен, дефектах кристаллического строения или пор могут иметь значения больше предела текучести, то пластические деформации проявляются местно.

С целью обоснования возникновения усталостных трещин местными пластическими преобразованиями разработан ряд равнозначных схем [31,33,34]. Модель Вуда [31] приведена на рисунке 1.29. На протяжении того участка, когда нагрузка увеличивается, на самой выгодно размещенной плоскости осуществляется смещение. На опускающемся участке цикла смещение в противоположную труб сторону осуществляется на параллельной плоскости скольжения, вследствие того, что смещению по первой плоскости препятствуют механическое упрочнение, например наклеп, и химическое окисление получившейся поверхности излома трещины.

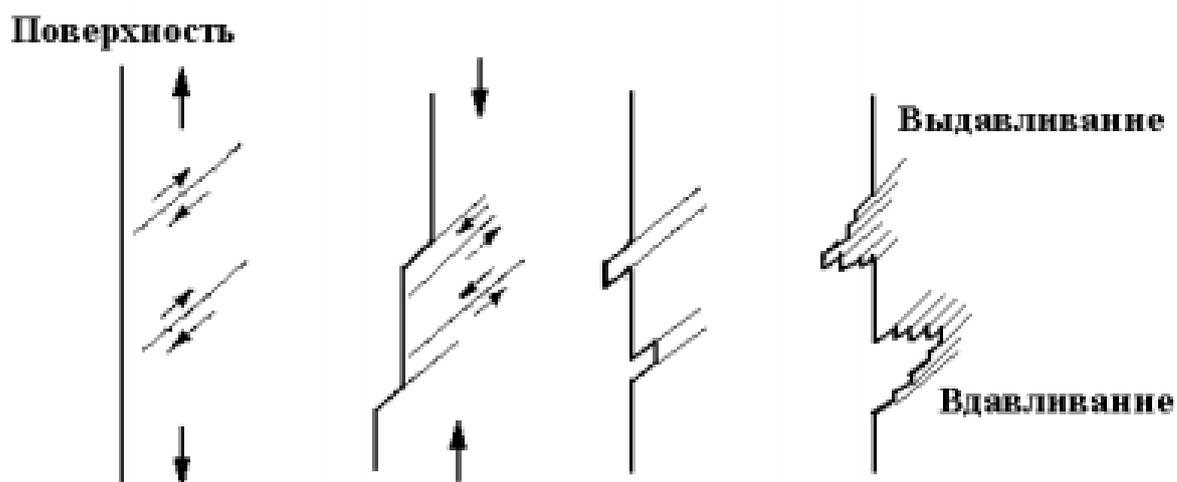


Рисунок 1.29 – Модель Вуда образования усталостных трещин

В начале цикла смещение имеет возможность осуществиться путем выхода металла наружу либо утопанием внутрь. При поочередных циклах в состоянии постоянно происходящего пластических перестроений утопание имеет возможность преобразоваться в трещину. В случае, когда во время циклического нагружения силы в металле продолжают быть растягивающими, данный процесс неизменно осуществляется, так как появляющиеся при увеличении нагрузки пластические преобразования в период ослабления нагрузки становятся предтечей сохраняющихся сжимающих напряжений.

Усталостная трещина, которая появилась в один момент, имеет возможность распространяться посредством обратного сдвига [35]. Некоторые стадии распространения усталостной трещины приведены на рисунке 1.30. От тянущих напряжений заостренная трещина приходит к появлению значительных сосредоточий напряжений вблизи вершины, в том месте, где с относительной легкостью возможно смещение металла. В металле перед трещиной (этапы 1 и 2 на рисунке 1.30) возможно произведение смещения по какой-либо благоприятной плоскости скольжения по траектории максимального тангенциального напряжения. Из-за этого смещения трещина расходится и развивается в длину. В данной ситуации

происходит смещение еще и в другой плоскости (этап 3). Механическое упрочнение, наклеп или прочее, и возрастающее напряжение полностью подавляют сопротивление других параллельных плоскостей смещения, что приводит к затуплению вершины трещины (этап 4). На подъеме цикла трещина распространяется на величину  $\Delta l$ .

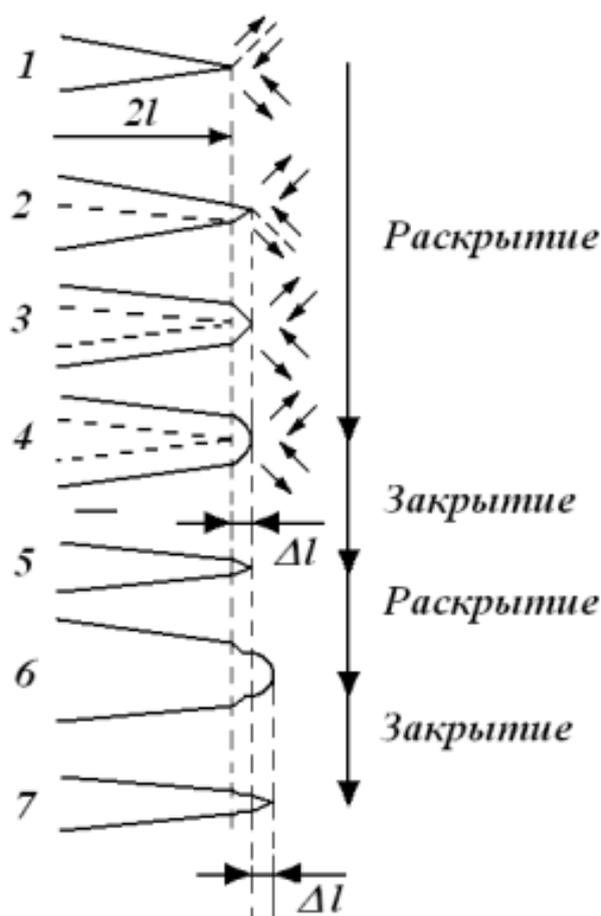


Рисунок 1.30 - Рост усталостной трещины

Влияние насечки на поведение усталости металла можно проиллюстрировать путем рассмотрения цилиндрических образцов с продольной насечкой, под одноосные загрузки, показано на рисунке 1.31. Если он подвергается нагрузке статического растяжения, которая порождает номинальное напряжение в поперечном сечении, то он не сломается, хотя металл по близости будет деформирован пластически. Однако если образец

подвергается воздействию усталостной нагрузки, у которой диапазон номинального напряжения на участке более 80% от предела выносливости, трещина будет развиваться, потому что местные напряжения диапазона превышает предел усталости материала. После начала усталостные трещины распространяются по всему сечению и приводят к полному разрушению.

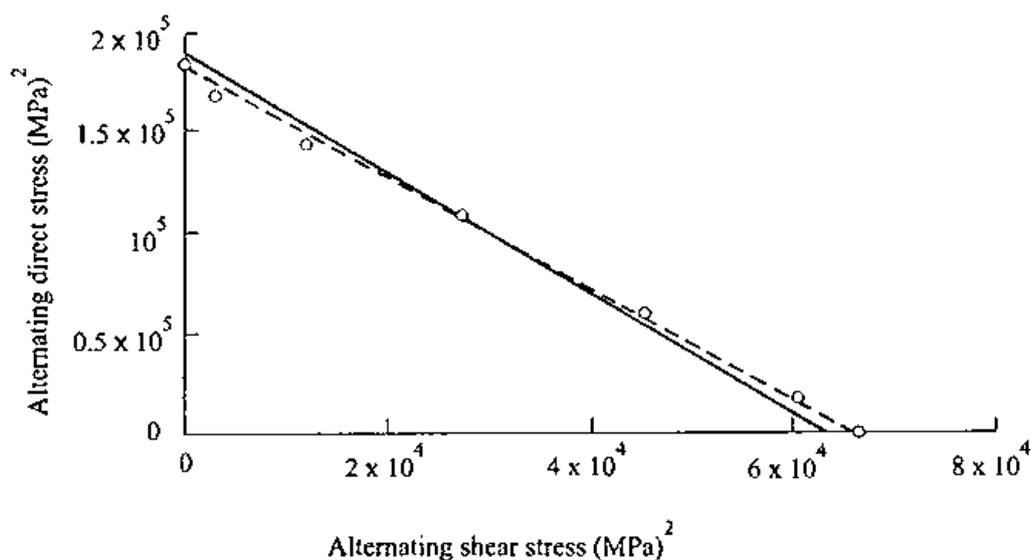


Рисунок 1.31 – Предел выносливости стали Cr-V от мультиугловой нагрузки

Необходимость предоставления проектных данных привело к широкому распространению испытаний на усталостную прочность зубчатый образцов с постоянной амплитудой. Так же, как можно оценить сильные стороны усталости (усталость предел или сильных на дано выдержки) для простых образцов, также можно оценить их для зубчатых образцов. В отношении усталостной прочности для простого образца, соответствующего усталостной прочности при наличии данной насечки, основанный скорее на номинальных напряжениях, чем на напряжениях в действительности, называется фактором уменьшения усталостной прочности.

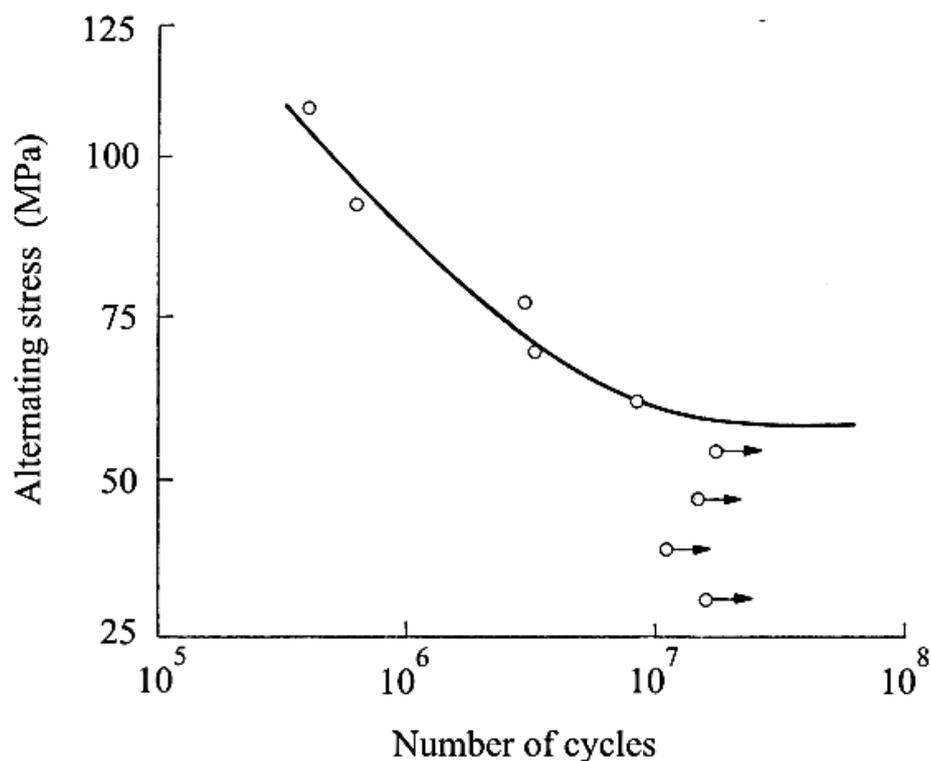


Рисунок 1.32 – S/N кривая для испытания мягких стальных образцов

Рисунок 1.32 показывает кривую S/N для зубчатых мягких стальных цилиндрических образцов, испытанных при непосредственном нагружении. Результаты показывают, что предел выносливости зубчатого образца составляет около  $\pm 58$  МПа. Он будет иметь другое значение, если будут протестированы образцы, содержащие насечки различной геометрии. То есть, предел усталости зависит от геометрии образца и метод анализа, а также от материала. Глубина бороздок обычно характеризуется концентрацией фактором напряжений, Kt.

Сборники интенсивности факторов напряжения для широкого диапазона геометрии доступны для свободного изучения, например Pilkey (1997). При использовании данных факторов концентрации напряжений важно проверять, каким образом производился расчет номинального напряжения. Традиционно, концентрации факторов напряжений были представлены графически для ряда геометрий. (Петерсон, 1953, 1974). Это удобно для предварительного расчета.

Однако экспериментальные данные показывают, что  $K_f$  может быть меньше, чем  $K_t$  и иногда гораздо меньше. Это привело к описанию материалов как чувствительных, так и нечувствительных. Это численно описывается индексом чувствительности,  $q$ :

$$q = \frac{K_t - 1}{K_t - 1} \quad (2)$$

Если  $K_f = K_t$  то  $q = 1$ , и материал считается полностью чувствительным, тогда как если  $K_f = 1$ ,  $q = 0$ , и материал считается полностью нечувствительным.

К сожалению  $q$  не константа материала, и эта классификация может серьезно ввести в заблуждение. Это было продемонстрировано в ходе анализа большого количества экспериментальных данных за пределами усталости металлических материалов, которые могут быть резюмированы следующим образом (Фрост et al., 1974).

- 1) для низких значений  $K_t$   $K_f$  может равняться  $K_t$ , но в целом это несколько меньше.
- 2) различные геометрии влияют на  $K_t$  и могут дать разные значения  $K_f$ .
- 3) для высоких значений  $K_t$   $K_f$  часто гораздо меньше, чем  $K_t$ ,
- 4) особое значение  $K_t$ , на котором  $K_f$  достигает максимального значения; увеличение значения  $K_t$  не приводит к дальнейшему увеличению  $K_f$ .

Существует два основных фактора, которые влияют на поведение усталости металла. Во-первых, фактор концентратора напряжений дает только максимальное напряжение, оно не описывает поле напряжений или степени его двойникования.

Для цилиндрических образцов с продольной насечкой под одноосные нагрузки, существует система двухосных нагрузок.

Согласно критерию фон Мизеса круг напряжений вблизи вершины трещины может увеличить усталостные напряжения до 13 процентов, в зависимости от степени ограничений (Фрост и др., 1974). Различия в напряжениях градиентных окружающим насечкам также могут значительное влиять на поведение материала (Schijve 1980).

Во-вторых, усталостную долговечность зубчатого образца определяют количеством циклов, требуемых для инициирования усталостной трещины и количество циклов, необходимых для распространения трещины на провал. Для усталостной долговечности вершина трещины должна быть тупой (малый  $K_t$ ), чтобы их распространение через образец заняло большую часть усталостного цикла. И наоборот, с острой вершиной трещины (большой  $K_t$ ) может начаться быстрое ее распространение, даже при низком номинальном уровне напряжения. В экстремальных ситуациях появляется явление не распространяющихся трещин. Для этого достаточно острой зазубрины, иницирующей распространение усталостной трещины на короткое расстояние, порядка миллиметра, и затем остановка.

Данные предела усталости были получены из цилиндрических мягких стальных образцов диаметром 43 мм, содержащих усталостные бороздки 1.3 мм глубиной, исследованы на изгиб.

Изогнутая линия представляет простой образец предел усталости материала (260 МПа). Когда  $K_t$  превышает значение около 3 предел выносливости зубчатого образца, основанный на полном разрушении, постоянен на 90 МПа, как показано в горизонтальной линии. Пересечения между двумя линиями иногда называют точкой филиала. Выше точки филиала, начало усталостной трещины необходимо и является достаточным критерием для полного разрушения. Ниже точки филиала усталостная трещина правильно ориентирует усталостные напряжения, но это не является достаточным условием для полного разрушения, и не распространение

трещин может присутствовать в образце после испытаний с очень длинными выдержками.

Большинство книг про усталость металла, начиная с Гофа (1926), обращают внимание на необходимость избегать непреднамеренного напряжения, повышенного вырезами, такими как маркировка и случайные царапины. Гоф также заметил количество внезапного разрушений в шатунах и пружинах клапанов дизельных двигателей из практики от маркировки контролера на этих компонентах.

#### 1.4 Кинетика разрушения и пластические зоны при циклическом нагружении материалов

Рядом с кончиком усталостной трещины различные авторы [5-8] выделили не менее двух зон пластической деформации, различающихся по размеру и степени искажения кристаллической структуры материала. Наибольшая из них, устойчивая зона пластической деформации ( $h_v$ ), хорошо коррелирует с  $K_{max}$ , а наиболее сильно деформированная, циклическая зона пластической деформации ( $h_{uh}$ ) хорошо коррелирует с АК [10].

Исследования корреляционной зависимости глубин зон пластической деформации под поверхностью трещин и структурного состояния материала в них с характеристиками и условиями разрушения [20] позволили надеяться, что анализ структурных изменений материала, близкого к поверхности трещин, может быть использован для установления причин отказа конструкций и деталей машин. Эта глава посвящена исследованию пластической деформации под поверхностью усталостных трещин образцов из стали 20 и их зависимости от скорости распространения трещины и коэффициента интенсивности напряжений.

Метод исследования. Нецентральные испытания на растяжение проводились на образцах  $50 \cdot 50 \cdot 20$  мм на машине Instron с частотой нагружения 20 Гц с  $F_{max} = 15$  кН и  $F_{min} = 3$  кН ( $R = 0,5$ ). Сначала образцы отжигались в вакууме для снятия внутренних напряжений. Распространение усталостной трещины наблюдалось с помощью оптического микроскопа, оборудованного стробоскопическим устройством. Факторы интенсивности напряжений АК и  $K_{max}$  были найдены с использованием известных уравнений [35]. Размеры зон пластической деформации на боковой поверхности образцов определялись с помощью световой микроскопии.

Чтобы исследовать структурные изменения материала вблизи поверхности разрушения, центральная часть трещины была подвергнута рентгеновскому исследованию на дифрактометре ДРОН-1,5 в  $Co K\alpha$  излучении. Ширина облученной области на трещине в направлении распространения трещины составляла  $\sim 0,7$  бара. Определено интегральное значение ширины  $(220) K\alpha \sim 1$  дифракционной линии  $\alpha$ -фазы Fe. Уширение было рассчитано методом аппроксимации профилей дифракционных линий [36]. В качестве стандартов использовались вторые трещины каждого образца, отожденного в вакууме. Ошибка определения ширины дифракционной линии  $(220) K\alpha \sim 1$ , полученная из усталостной части трещины, составляла 0,2-0,3 мрад и от зоны конечного разрушения (пластичный статический сбой) 0,5-0,7 мрад.

Чтобы определить искажение кристаллической структуры на поверхности трещин, калибровочная кривая, ранее проведенная из стали 20 физического уширения линии  $K\alpha \sim 1$  по степени пластической деформации образца, измеренной при одноосном растяжении были использованы образцы, т. е. характеризовалась степень искажения кристаллической структуры на поверхности трещин по критериям материала при одномерном растяжении незатронутых образцов с тем же уширением дифракционной линии. Наблюдалось сходство условий фотографирования деформированного растяжения и поверхностей трещин и стандартов.

Трещины исследовались методом поэтапного травления трещины с последующим ее рентгеновским изучением. Площадь входа этой связи на горизонтальной части была взята за глубину зон пластической деформации. Указанная выше ошибка при определении ширины дифракционной линии (220) Кс  $\sim 1$  позволила определить глубину сильно деформированной зоны с точностью  $\sim 0,05-0,1$  бара. Толщина слоя материала, вытравленного с поверхности, была установлена с учетом его профиля и степени искажения кристаллической структуры материала на поверхности трещины с использованием ранее описанного метода.

На поверхности усталостных разломов макрофрактографический анализ выявил следующие характерные зоны [38]: зона устойчивого роста трещины  $l_s$  с длиной 4,5 бара; зона ускоренного распространения; зона окончательного разлома. Общая длина зоны развития усталости трещины (стабильная и ускоренная). Отношение скорости роста трещины  $v$  к ее длине  $l$  состоит из двух частей, которые хорошо аппроксимируются уравнениями  $v = 2.30 \cdot 10^{-8} / 0.64$  и  $v = 2.34 \cdot 10^{-9} l^2$  (1 в плунжере). Длина трещины, соответствующая изгибу кинетической кривой  $v$  против  $l$ , практически совпадает с длиной зоны устойчивого роста трещины  $l_s$ . Следовательно, значение коэффициента интенсивности напряжений  $AK \sim = 26,8$  МПа, соответствующего изгибу кривой кинетической трещины [49], совпадает с  $AK_s = 27,2$  МПа, вычисленным по длине зоны  $l_s$  [38]. Изгиб на кривой  $v$  против  $l_s$   $AK = AK_s$  не отражается на кривой кинетической усталости  $v$  против  $AK$  в центральной части прямой области. Это, по-видимому, связано с особенностью связи  $AK$  с длиной трещины  $l$  для образцов исследуемого типа [25] и относительно небольшим изменением скорости роста трещины в стали 20 с изменением на стадии ускоренного развития. В случае значительных уровней  $v$  изгиб будет наблюдаться на кривой  $v$  против  $AK$  [21].

### 1.4.1 Усталостные свойства материала

Усталость обычно понимается как постепенное ухудшение материала, подверженного циклическим нагрузкам. При испытании на усталость образец подвергается периодическому изменению напряжения постоянной амплитуды. Приложенные напряжения могут чередоваться между равными положительными и отрицательными значениями от нуля до максимального положительного или отрицательного значения или между равными положительными и отрицательными значениями или между неравными положительными и отрицательными значениями. Серия испытаний на усталость проводится на нескольких образцах материала при разных уровнях напряжения. Напряжение, перенесенное напряжением, затем наносится на график против числа поддерживаемых циклов. Выбирая нижние и нижние напряжения, можно найти значение, которое не приведет к сбою, независимо от количества применяемого цикла. Это значение напряжения называется пределом усталости материала или пределом выносливости. График двух членов называется диаграммой стрессовых циклов или диаграммой S-N. Ограничение усталости может быть установлено для большинства сталей от 2 до 10 миллионов циклов. Цветные металлы, такие как алюминий, обычно не показывают четко определенного предела усталости. (Стандарт-справочник Marks / Strength of Materials).

Поверхностные дефекты, такие как шероховатость, царапины, выемки или плечи, уменьшают усталостную прочность детали. Различные металлы сильно различаются по своей восприимчивости к воздействию шероховатости и концентрации или чувствительности к нечеткости. Для данного материала, подверженного предписанному напряженному состоянию и типу нагрузки, чувствительность к надрезом можно рассматривать как способность этого материала противостоять концентрации напряжения, связанной с наличием надреза. Коррозия и истирание (из-за

трения сопрягаемых поверхностей) могут привести к значительному снижению усталостной прочности, иногда составляя до 90% от первоначального предела выносливости. Хотя любой корродирующий агент будет способствовать сильной коррозионной усталости, существует так много различий между эффектами морской воды или водопроводной воды из разных местностей. Это, в частности, объясняет сложную природу явления усталости. Штукатурка, азотирование и холодная работа обычно улучшают усталостные свойства. Не существует очень хорошей общей корреляции между усталостными свойствами и любыми другими механическими свойствами материала. Наилучшая корреляция между пределом усталости при полностью обратном напряжении и обычной прочностью на растяжение. Для многих черных металлов предел усталости составляет примерно 0,40-0,60 раз больше предела прочности на растяжение. Для цветных металлов это примерно в 0,20-0,50 раза превышает прочность на растяжение.

## 2 Материал и методики исследования

### 2.1 Исследуемый материал

Сталь 09Г2С является конструкционной кремнемарганцовистой сталью для сварных конструкций, работающих при температуре от  $-70$  до  $+425^{\circ}\text{C}$  под давлением.

Таблица 2.1 – Химический состав в % стали 09Г2С ГОСТ 19281-2014

Компонент	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	V	N	Cu	As
Содержание	до 0.12	0.5 - 0.8	1.3 - 1.7	до 0.3	до 0.035	до 0.03	до 0.3	до 0.12	до 0.008	до 0.3	до 0.08

Примечание: Сталь должна быть раскислена  $\text{Al}=0.02-0.06\%$ . Также химический состав указан в ГОСТ 5520 - 79, ГОСТ 19282-73

Таблица 2.3 – Технологические свойства стали 09Г2С.

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

Исследование стали 09Г2С проводилось в исходном крупнозернистом (КЗ) и в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии после упрочняющей обработки – равноканального углового прессования (РКУП)<sup>\*)</sup>

---

<sup>\*)</sup> РКУП стали было проведено сотрудниками НИИ перспективных материалов УГАТУ (г. Уфа).

Технология РКУП включала в себя:

- 1) гомогенизирующий отжиг при 820 °С
- 2) закалка в воде
- 3) отпуск при 350 °С
- 4) РКУП при 300 °С
- 5) 4 прохода по маршруту Вc
- 6) дополнительный отжиг при 350 °С с выдержкой 10 мин.

## 2.2 Методики исследования структуры стали 09Г2С

Структуру стали в крупнозернистом состоянии исследовали в металлографическом микроскопе; тонкую структуру после РКУП – в просвечивающем электронном микроскопе JEOLJEM 2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Кроме того, структуру сплавов после РКУП проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) SIGMA фирмы «ZEISS».

Эти исследования проводили сотрудники НИИ перспективных материалов УГАТУ Уфа

## 2.3 Испытания образцов на твердость и растяжение

Испытания стали на твердость проводили на твердомере ТН 300 (рис. 2.1). Перед испытанием поверхность образца, в которую будет вдавливаться шарик, обрабатываем наждачным камнем или напильником, с той целью чтобы поверхность стала ровной, гладкой и отсутствовали окалина или другие дефекты. При зачистке поверхности необходимо следить, чтобы образец не нагревался выше 100-150°С. Описанные процедуры для

поверхности образца необходимы для получения корректного отпечатка и, чтобы был четкий контраст его краев для проведения измерения.



Рисунок 2.1 – Полуавтоматический стационарный твердомер ТН300

Статическое растяжение цилиндрических образцов (рисунок 2.2) проводили на универсальной испытательной машине Н50КТ (рисунок 2.3). Скорость растяжения составляла 5 мм/мин.



Рисунок 2.2 – Образец для испытаний сплава на растяжение

---

\*<sup>1</sup>) Изучение тонкой структуры сплава после РКУП было проведено сотрудниками НИИ перспективных материалов УГАТУ (г. Уфа).



Рисунок 2.3 – Универсальная испытательная машина Н50КТ

Подготовительные работы для образца к испытаниям на растяжение заключаются в замере размеров сечения с погрешностью до 0,01 мм, длины рабочей части образца с погрешностью до 0,1 мм. Также с помощью делительной машины на рабочей длине образца нужно нанести риски, так, чтобы отметить начальную расчетную длину.

Замеры поперечных размеров образца необходимо проводить в трех местах: по середине и на краях рабочей длины образца. По минимальному из замеров определяют начальную площадь в его рабочей части с отклонением не более 0,01 мм<sup>2</sup>.

## 2.4 Механические испытания образцов на усталость

Испытания на усталость призматических образцов толщиной 10 мм происходили при температуре 20 °С по схеме трехточечного изгиба (рисунок 2.4) на установке Instron 8802, показанном на рисунке 2.5, при  $\nu=10$  Гц,  $R=0,1$  и различных значения  $\Delta P$  от 3000 до 4500 Н.

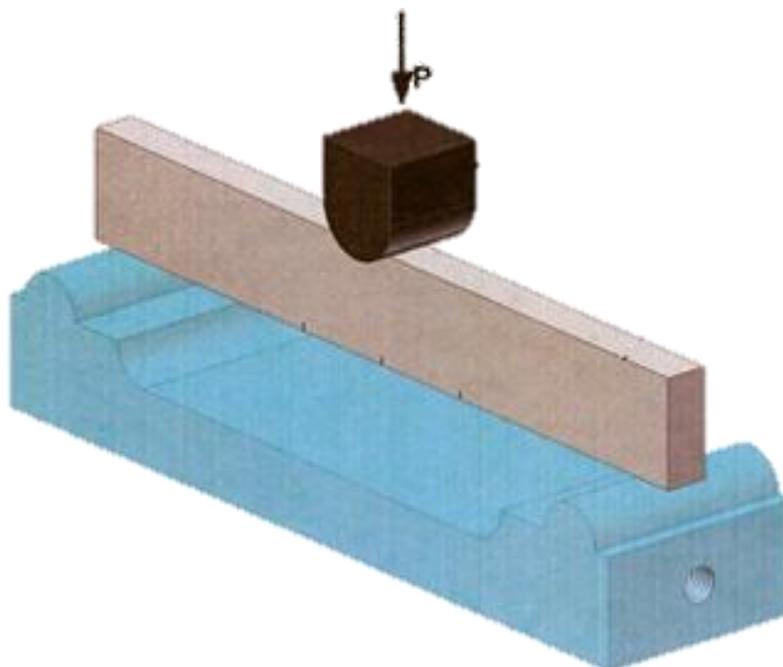


Рисунок 2.4 Схема трехточечного изгиба



Рисунок 2.5 – Установка Instron 8802

## 2.5 Макро- и микрофрактографические исследования

Микрофрактографические исследования всех изломов проводили в растровом электронном микроскопе SIGMA фирмы «ZEISS», изображенном на рисунке 2.6. Изломы перед исследованиями промывали спиртом, высушивали.

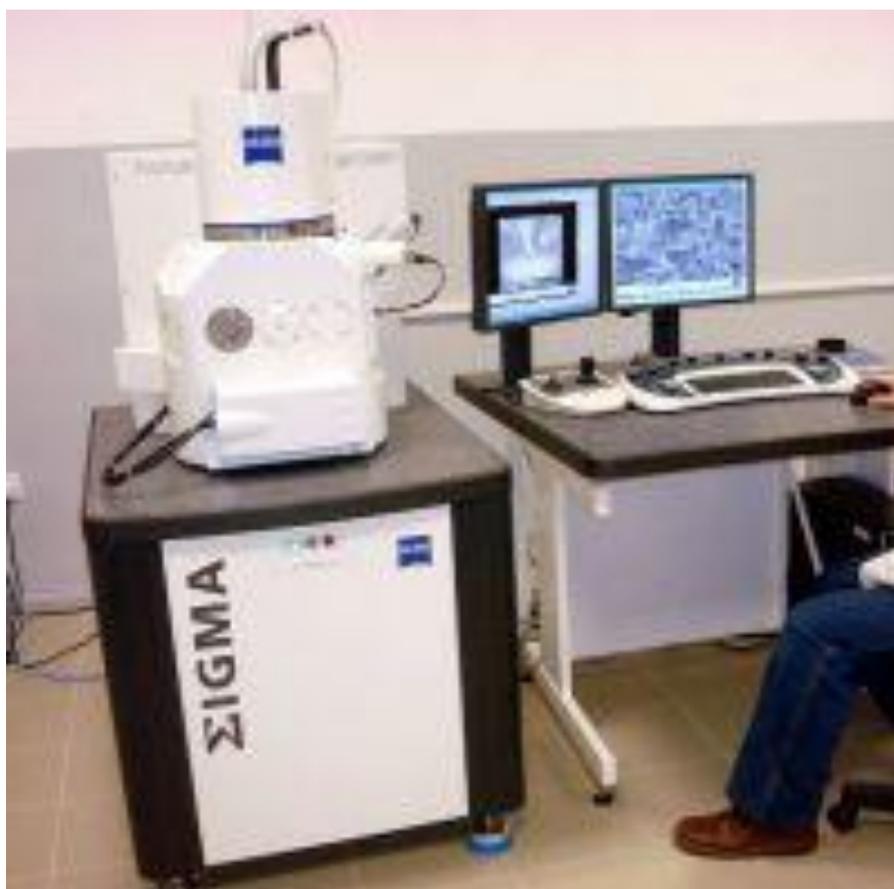


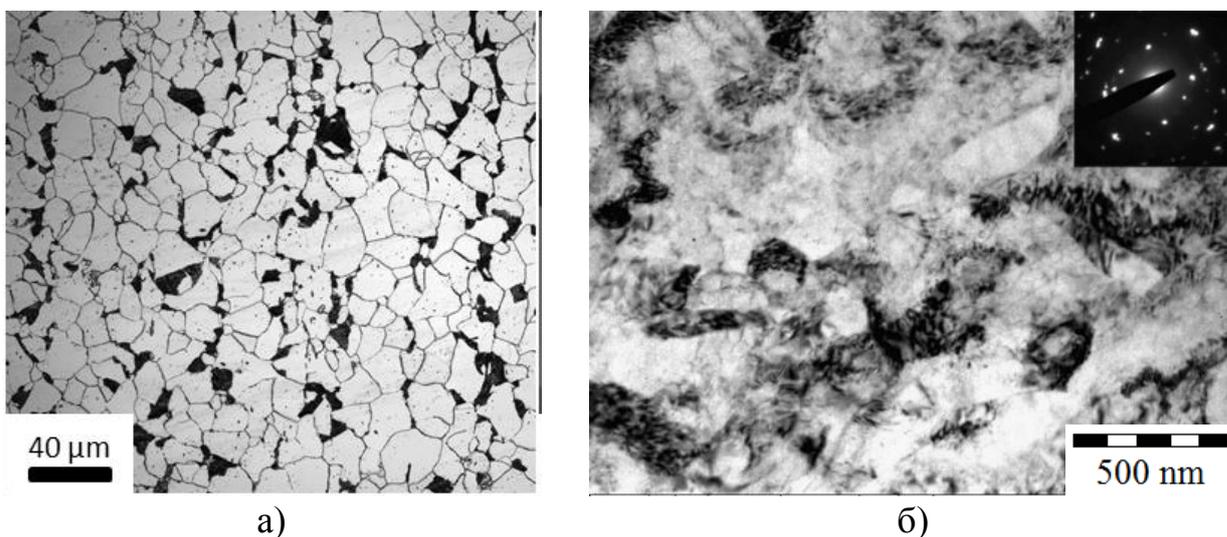
Рисунок 2.6 – Растровый электронный микроскоп Sigma

### 3 Результаты исследования

#### 3.1 Структура стали 09Г2С после различных видов обработки

В исходном горячекатаном состоянии сталь 09Г2С имела типичную феррито-перлитную структуру со средним размером зерна 15 мкм (рисунок 3.1 а).

Анализ структуры после закалки и деформации по схеме РКУП имеет место сильное измельчение зерен, в среднем до 450 нм (рисунок 3.1 б), с образованием высокой плотности дислокаций. Наблюдается двурежимное распределение элементов внутренней структуры: относительно крупные зерна толщиной 500 нм и длиной до 1.5 мкм перемежаются с частицами из наноразмерных зерен со средним размером в 150 нм. Кроме того, после закалки и динамического отпуска в процессе РКУП наблюдается появление сферического цементита.



а – металлография, б- ПЭМ

Рисунок 3.1 – Микроструктура стали 09Г2С в исходном состоянии (а), после РКУП(б)

### 3.2 Механические свойства стали 09Г2С

Из таблицы 3.1 видно, что сталь 09Г2С в исходном КЗ состоянии отличается сравнительно низкой твердостью, прочностью и высокой пластичностью. После РКУП (в УМЗ состоянии) твердость стали повышаются в 2,3 раза; прочностные характеристики – 1,7-1,9 раза, а пластичность снижается в 2 раза.

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

Состояние стали	$d_{\text{ср.}}$ , мкм	НВ	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Исходное состояние	15	143	485	354	20
После РКУП	0,45	331	838	655	10

### 3.3 Кинетика усталостного разрушения стали

Результаты механических испытаний образцов на усталость представлены в таблице 3.1. Из таблицы видно, что общая долговечность образцов (количество циклов до разрушения) из наноструктурированной стали 09Г2С выше, чем крупнозернистой стали.

Таблица 3.1 – Общее количество циклов до разрушения образцов в зависимости от нагрузки ( $\Delta P$ )

Материал	Состояние	$\Delta P$ , н				
		2000	2500	3000	3500	4500
09Г2С	Исходное	-	-	$1,05 \cdot 10^5$	$6,77 \cdot 10^4$	$2,58 \cdot 10^4$
	После РКУП	-	-	-	$2,30 \cdot 10^5$	-

Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения показал (рисунок 3.1), что при одинаковом значении размаха коэффициента интенсивности напряжения  $\Delta K$ , скорость распространения усталостной трещины у наноструктурированной стали 09Г2С ниже, чем в крупнозернистой стали, что благоприятно с позиции конструктивной прочности стали.

Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения (рисунок 3.1) описываются уравнениями Пэриса (таблица 3.2), из которых следует, что коэффициент  $n$  в уравнении Пэриса выше в крупнозернистых материалах, чем в наноструктурированных. Следовательно, можно заключить, что наноструктурированные

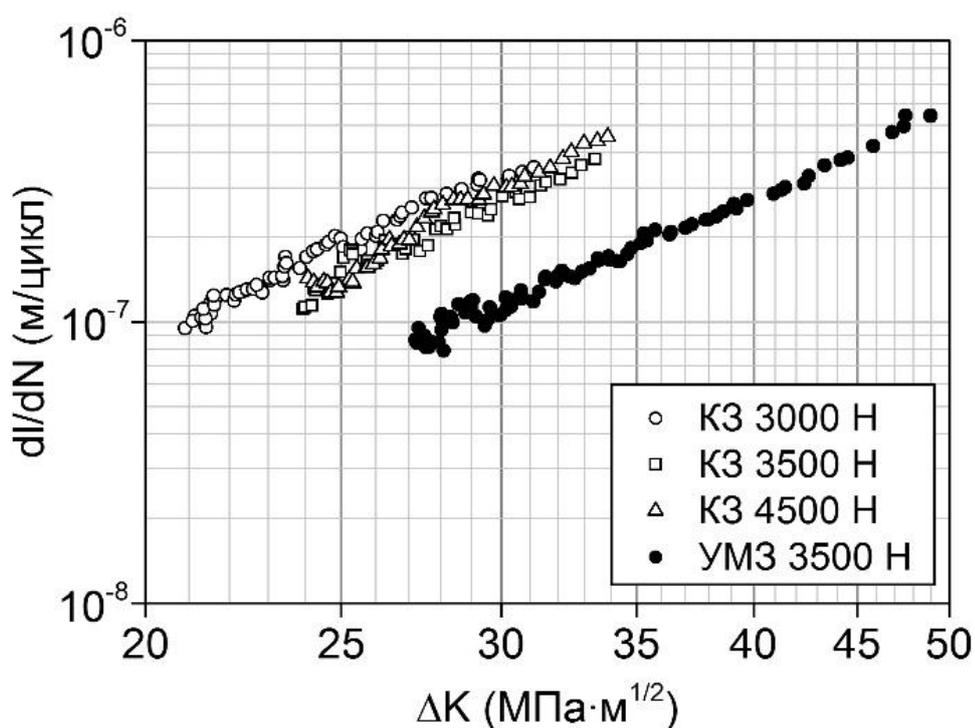


Рисунок 3.2 – Прямолинейный участок кинетической диаграммы усталостного разрушения стали 09Г2С (а), в крупнозернистом состоянии (светлые точки) и в УМЗ состоянии (темные точки)

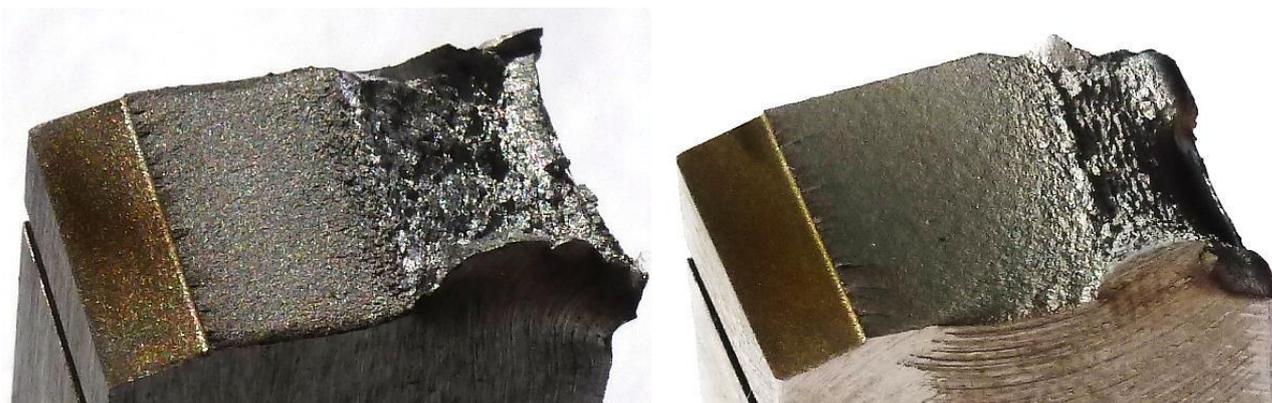
Таблица 3.3 – Уравнения Пэриса, описывающие прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения стали 09Г2С

Сталь	Крупнозернистое состояние	УМЗ состояние
09Г2С	$\frac{dl}{dN} = 2,8 \cdot 10^{-12} \Delta K^{3,5}$	$\frac{dl}{dN} = 3,4 \cdot 10^{-12} \Delta K^{3,1}$

Таким образом мы видим, что общая долговечность образцов (количество циклов до разрушения) из УМЗ стали 09Г2С выше, чем крупнозернистой стали. При одинаковом значении размаха коэффициента интенсивности напряжения  $\Delta K$ , темп развития усталостной трещины у УМЗ стали 09Г2С ниже, чем в исходной стали. В то же время, коэффициент  $n$  из уравнения Пэриса больше в исходных образцах, чем в стали с УМЗ структурой. Следовательно, сталь 09Г2С с УМЗ структурой более благоприятная с позиции усталостной прочности.

### 3.4 Макростроение усталостных изломов стали 09Г2С

На поверхности всех изломов, независимо от вида обработки, хорошо видны две зоны [42]: зона усталостного развития трещины ( $l_f$ ) и зону долома (рисунок 3.3 а, б). В очаге разрушения всех изломов видны ступени, свидетельствующие о многоочаговом зарождении усталостных трещин..



$$l_s = 5,3 \text{ мм}$$

$$l_f = 6,3 \text{ мм}$$

а)

$$l_s = 6,2 \text{ мм}$$

$$l_f = 8,0 \text{ мм}$$

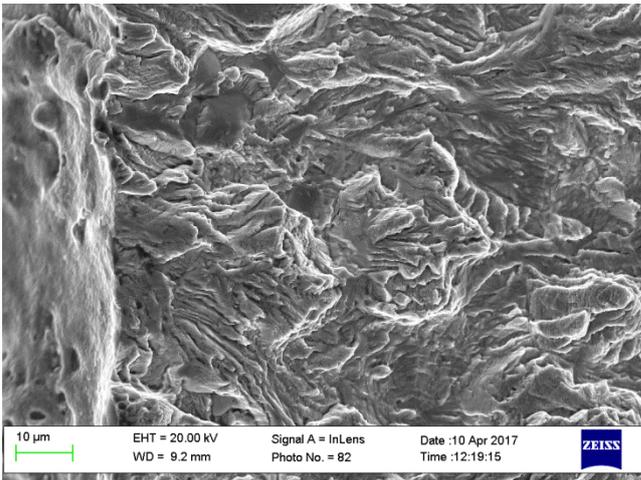
б)

КЗ состоянии (а) и в УМЗ состоянии (б)

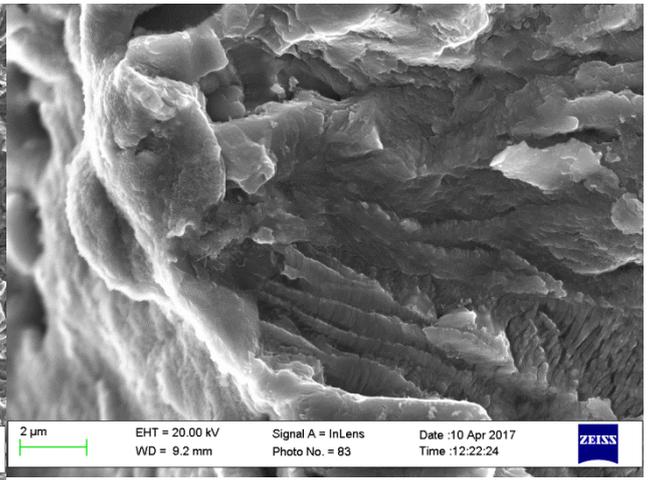
Рисунок 3.3 – Общий вид усталостных изломов сплава

### 3.5 Микроструктура усталостных изломов стали 09Г2С

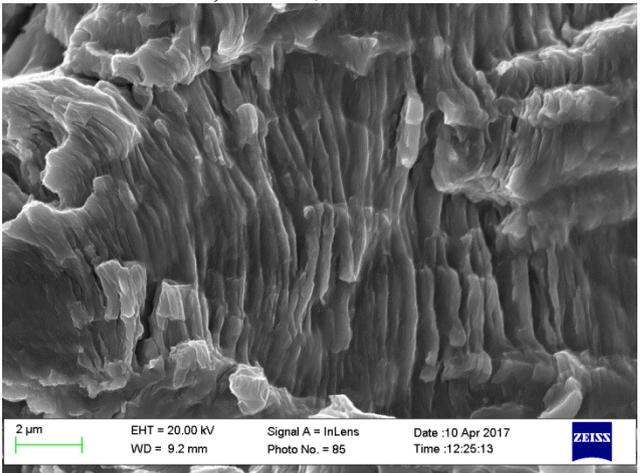
Микрорельеф в очаге зарождения трещины в образцах из стали 09Г2С в исходном КЗ состоянии состоит из мелких усталостных по-разному ориентированных бороздок (рисунок 3.4 а, б), свидетельствующих о многоочаговом характере зарождения усталостных трещин. В зоне стабильно развития трещины  $l_s$  микрорельеф состоит преимущественно из кристаллографически ориентированных усталостных бороздок и расположенных параллельно им вторичных трещин (рисунок 3.4 в, г). В зоне ускоренного развития трещины  $l_r$  вязкие бороздки чередуются с микрорельефом, характерным для статического разрушения стали; встречаются вторичные трещины. В зоне долома сталь разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа (рисунок 3.4 ж, з).



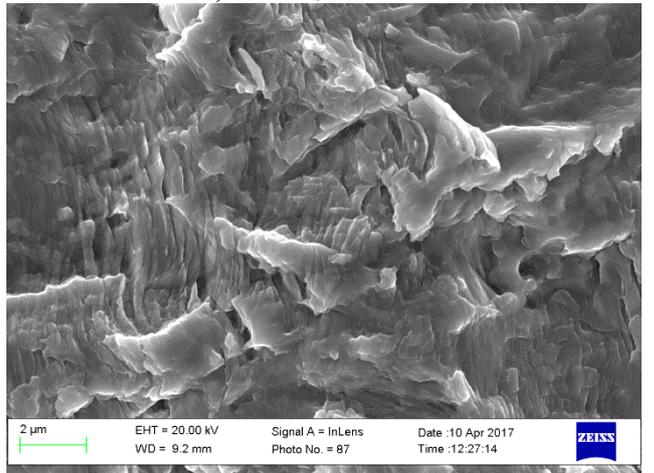
а) Очаг, x1000



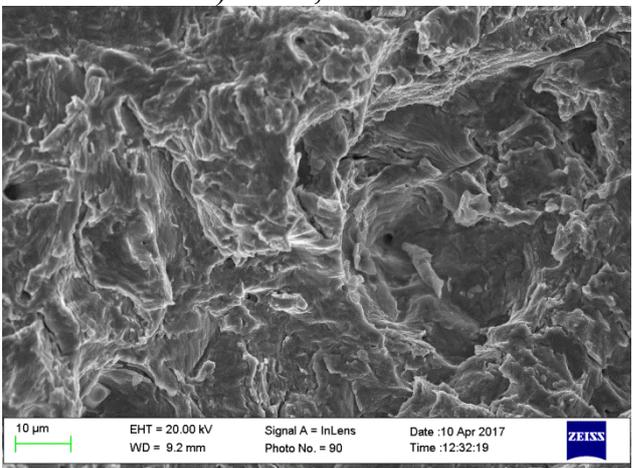
б) Очаг, x6000



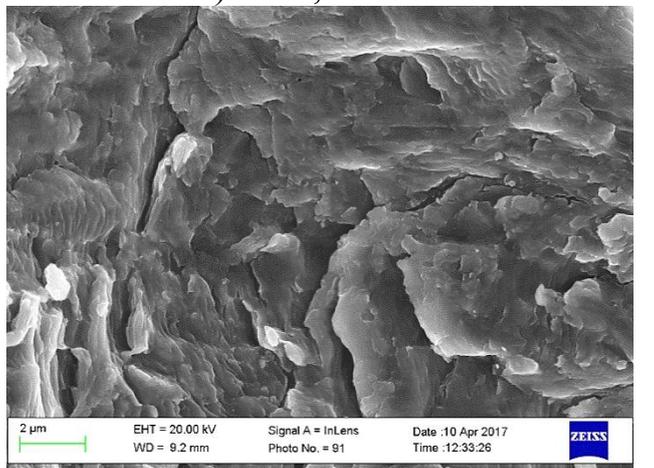
в) 1 мм, x6000



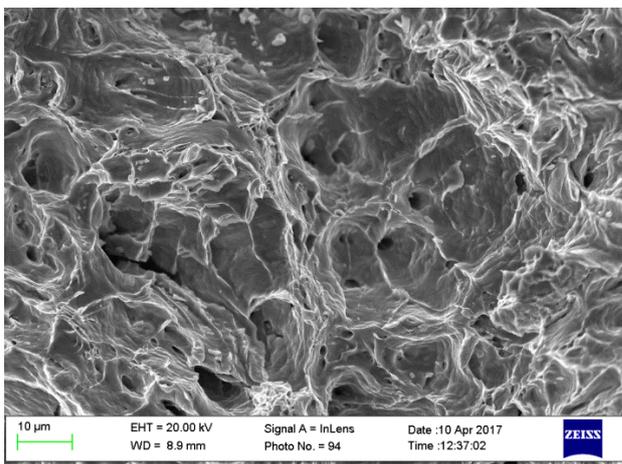
г) 4 мм, x5000



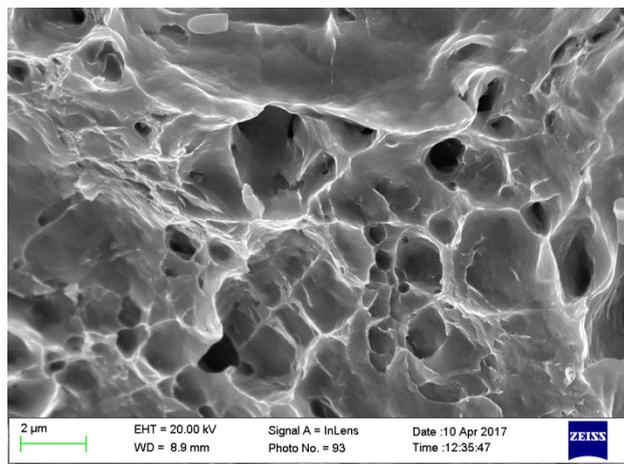
д) 5,5 мм, x1000



е) 5,5, x6000



ж) 6,6, x1000

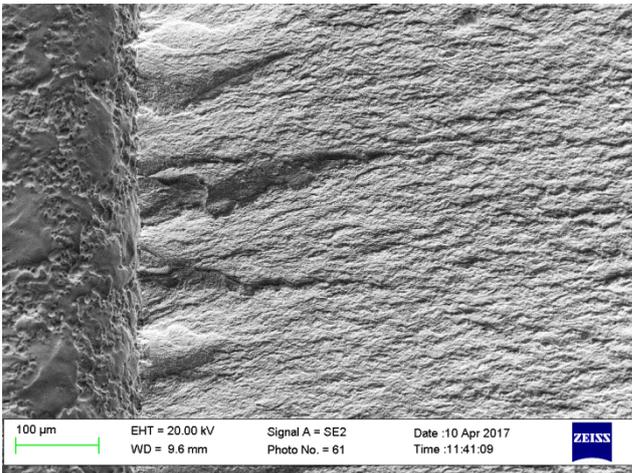


з) 6,6, x6000

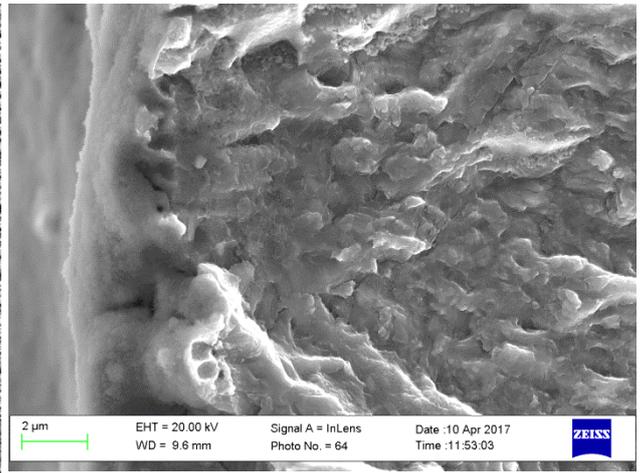
в очаге зарождения трещины (а, б); в зоне  $1s$ , при длине трещины:  $l = 1$  мм (в),  $l = 4$  мм (г); в зоне  $1r$ , при длине трещины:  $l = 5,5$  мм (д, е) и в зоне долома (ж, з). а, д, ж- x1000; б, в, е, з- x6000; г- x5000

Рисунок 3.4 – Микрорельеф усталостного излома стали 09Г2С в КЗ состоянии:

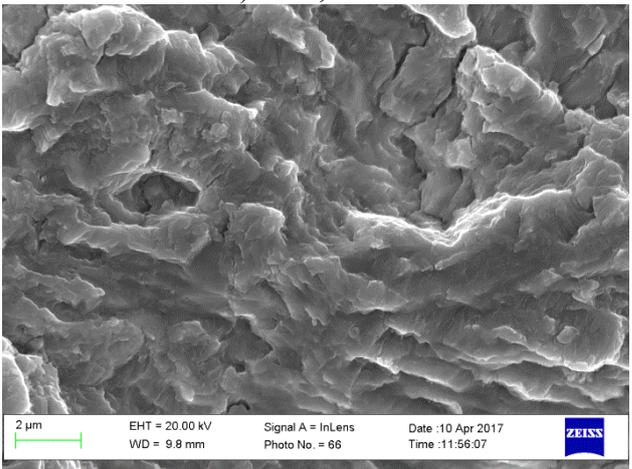
В области очага зарождения трещины в образцах из стали 09Г2С в УМЗ состоянии хорошо видно многоочаговый характер зарождения усталостной трещины (рисунок 3.5 а); микрорельеф довольно сглаженный (рисунок 3.5 б). В зоне стабильного роста трещины  $1s$  бороздки просматриваются не четко, однако хорошо видны вторичные трещины (рисунок 3.5 в, г). В зоне ускоренного развития трещины  $1r$  (рисунок 3.5 д, з), ямки отсутствуют; появляются плоские фрагменты; видны вторичные трещины, количество которых возрастает вблизи долома рисунок 3.5 е, з). Зона долома имеет ямочный микрорельеф (рисунок 3.5 и, к).



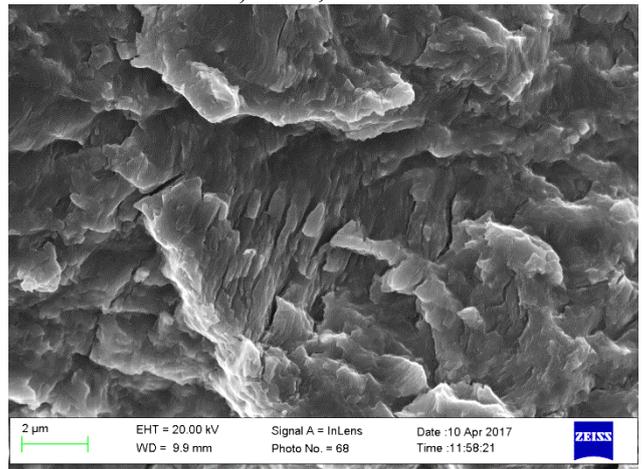
а) Очаг, x150



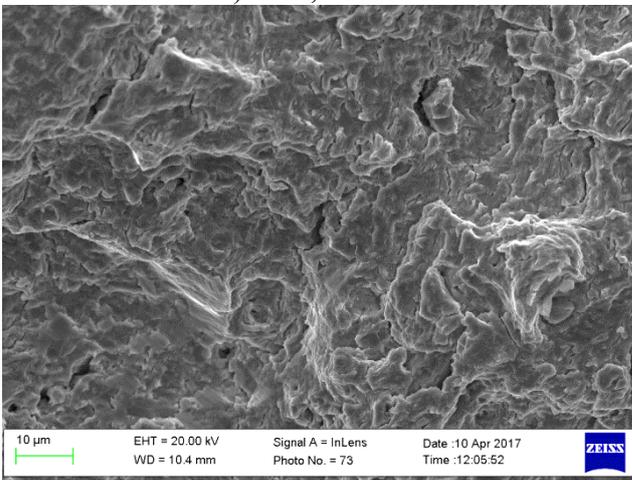
б) Очаг, x6000



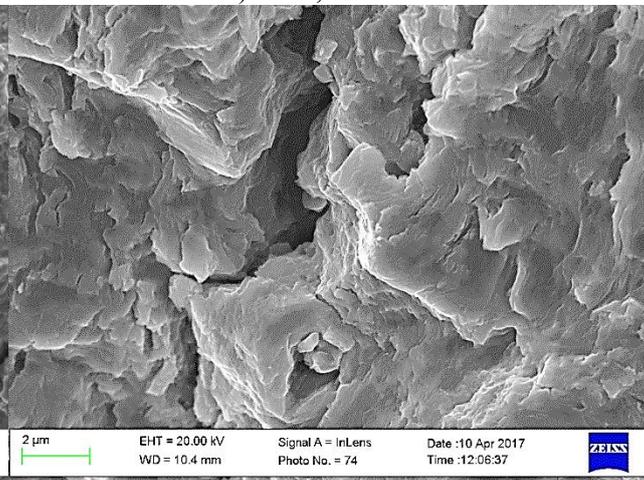
в) 1 мм, x6000



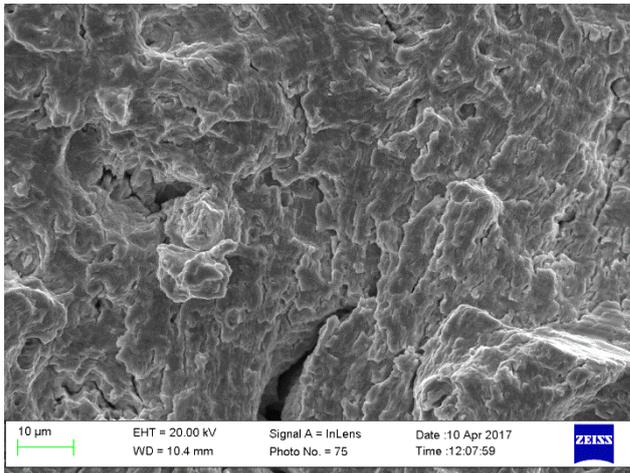
г) 2 мм, x6000



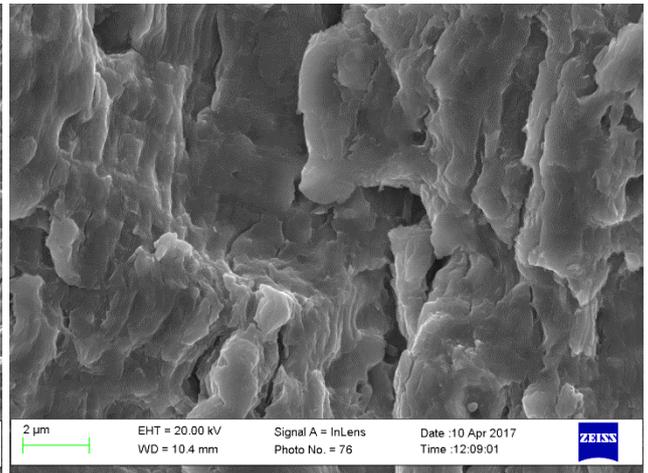
д) 6 мм, x1000



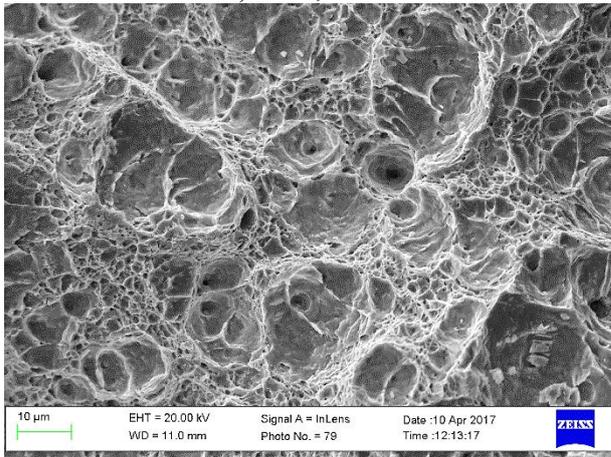
е) 6 мм, x6000 Ближе к долому



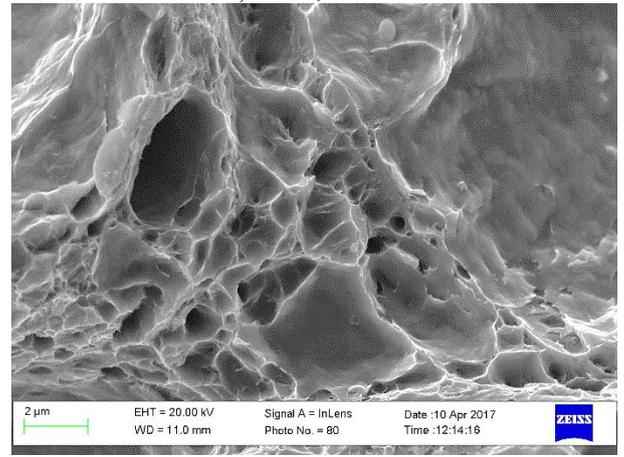
ж) 7 мм, x1000



з) 7 мм, x6000



и) 9 мм, x1000



к) 9 мм, x6000

в очаге зарождения трещины (а, б); в зоне I<sub>s</sub>, при длине трещины: l = 1 мм (в), l = 2 мм (г), l = 6 мм (д, е); в зоне I<sub>r</sub>, при длине трещины: l = 5,5 мм (ж, з) и в зоне долома (и, к). а, д, ж- x1000; б, в, е, з- x6000; г- x5000

Рисунок 3.5 – Микрорельеф усталостного излома стали 09Г2С в УМЗ  
состоянии

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Общая долговечность образцов (количество циклов до разрушения) из УМЗ стали 09Г2С выше, чем крупнозернистой стали.

При одном и том же значении размаха коэффициента интенсивности напряжения  $\Delta K$ , скорость распространения усталостной трещины у наноструктурированной стали 09Г2С ниже, чем в крупнозернистой стали. При этом, коэффициент  $n$  в уравнении Пэриса выше в крупнозернистых материалах, чем в стали с УМЗ структурой. Следовательно, сталь 09Г2С с УМЗ структурой более благоприятная с позиции усталостной прочности.

Существенного различия в механизме усталостного разрушения стали 09Г2С в КЗ и УМЗ состоянии не обнаружено.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 Cao, Y., Wang, Y., Liao, X. Kawasaki, M., Ringer, S., Langdon, T.G. and Zhu. Y.T. (2014) Concurrent Microstructural Evolution of Ferrite and Austenite in a Duplex Stainless Steel Processed by High-Pressure Torsion. *Acta Materialia*, 63, 16-29 .<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.09.030> [Citation Time(s):1]
- 2 Valiev, R., Korznikov, A. and Mulyukov, R. (1993) Structure and Properties of Ultrafine-Grained Materials Produced by Severe Plastic Deformation, *Materials Science and Engineering A*, 186, 141-148. [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(93\)90717-S](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(93)90717-S) [Citation Time(s):2]
- 3 Hofmann, D. and Vecchio, K. (2007) Thermal History Analysis of Friction Stir Processed and Submerged Friction Stir Processed Aluminum, *Materials Science and Engineering A*, 465, 165-175. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.056> [Citation Time(s):1]
- 4 Valiev, R., Krasilnikov, N. and Tsenev, N. (1991) Plastic Deformation of Alloys with Submicron-Grained Structure. *Materials Science and Engineering A*, 137, 35-40. [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90316-F](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(91)90316-F) [Citation Time(s):1]
- 5 Fukuda, Y., Oh-Ishi, K., Horita, Z. and Langdon, T.G. (2002) Processing of a Low-Carbon Steel by Equal-channel Angular Pressing. *Acta Materialia*, 50, 1359-1368. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00441-4](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00441-4) [Citation Time(s):1]

6 Shin, D., Kim, B., Kim, Y. and Park, K. (2000) Microstructural Evolution in a Commercial Low Carbon Steel by Equal Channel Angular Pressing. *Acta Materialia*, 48, 2247-2256. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00028-8](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00028-8) [Citation Time(s):1]

7 Tóth, L. (2005) Modelling of Strain Hardening and Microstructural Evolution in Equal Channel Angular Extrusion. *Computational Materials Science*, 32, 568-576. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2004.09.007> [Citation Time(s):1]

8 Hansen, N. and Barlow, C.Y. (2014) 17—Plastic Deformation of Metals and Alloys. *Physical Metallurgy (Fifth Edition)*, II, 1681-1764. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-444-53770-6.00017-4> [Citation Time(s):1]

9 Segal, V. (1995) Equal Channel Angular Extrusion: From Macromechanics to Structure Formation. *Materials Science and Engineering A*, 271, 322-333. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00248-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00248-8) [Citation Time(s):4]

10 Tóth, I., Massion, R., Germain, L., Baik, S. and Suwas, S. (2003) Analysis of Texture Evolution in Equal Channel Angular Extrusion of Copper Using a New Flow Field. *Acta Materialia*, 52, 1885-1898. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2003.12.027>

11 Beyerlein, I. and Tome, C. (2004) Analytical Modeling of Material Flow in Equal Channel Angular Extrusion (ECAE). *Materials Science and Engineering A*, 380, 171-190. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.03.063>

- 12 Valiev, R., Islamgaliev, R. and Alexandrov, I. (2000) Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation. *Progress in Materials Science*, 45, 103-189. [http://dx.doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9) [Citation Time(s):2]
- 13 Hansen, N. and Barlow, C.Y. (2014) 17—Plastic Deformation of Metals and Alloys. *Physical Metallurgy (Fifth Edition)*, II, 1681-1764. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-444-53770-6.00017-4> [Citation Time(s):1]
- 14 Segal, V. (1995) Equal Channel Angular Extrusion: From Macromechanics to Structure Formation. *Materials Science and Engineering A*, 271, 322-333. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00248-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00248-8) [Citation Time(s):4]
- 15 ]Raab, G., Valiev, R., Lowe, T. and Zhu, Y. (2004) Continuous Processing of Ultrafine Grained Al by ECAP-Conform. *Materials Science and Engineering A*, 382, 30-34. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.04.021> [Citation Time(s):2]
- 16 Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta mater.* 2000. V. 48.
- 17 Valiev R.Z, Hahn H.H., Langdon T.G. *Advanced Engineering Materials* , 2010, 12, No. 8.
- 18 Xu, C. The evolution of homogeneity in an aluminum alloy processed by highpressure torsion [Текст] / C. Xu, Z. Horita, T.G. Langdon.// *Acta Mater.* - 2008. - V.56.- P.5168-5176.

- 19 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.
- 20 Zhilyaev, A.P. Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion [Текст] / Zhilyaev A.P., Nurislamova G.V., Kim B-K., Bar M.D., Szpunar J.A., Langdon T.G. // Acta Mater. -V.51.-2003.-P.753-765.
- 21 Vorhauer, A. On the homogeneity of deformation by high pressure torsion [Текст] / A. Vorhauer, R. Pippan// Scr. Mater. -V.51. -2004. -P. 921–925.
- 22 Vorhauer, A. On the homogeneity of deformation by high pressure torsion [Текст] / A. Vorhauer, R. Pippan// Scr. Mater. -V.51. -2004. -P. 921–925. 25.
- 23 Hebesberger, T. Structure of Cu deformed by high pressure torsion [Текст] / T. Hebesberger, H.P. Stewe, A. Vorhauer, F. Wetscher, R. Pippan. // Acta Mater. – V.53. 2005. -P.393–402. 26.
- 24 Pippan, R. The Limits of Refinement by Severe Plastic Deformation [Текст] / R. Pippan, F. Wetscher, M. Hafok, A. Vorhauer, I. Sabirov // Adv. Eng. Mater. - V.8 (11).- 2006. -P. 1046–1056
- 25 Segal, V.M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation [Текст] / Segal V.M. // Mater. Sci. Eng. A. -V.271.-1999. -P. 322-333.

- 26 Valiev, R.Z. Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure [Текст] / R.Z. Valiev, N.A. Krasilnikov, N.K. Tsenev. // Mater Sci Eng A. -V.137. -1991. -P. 35-40.
- 27 Iwahashi, Y. An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing [Текст] / Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. // Acta Mater. -1997. -V. 45. -P. 4733–4741. 31.
- 28 Iwahashi, Y. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials [Текст] / Iwahashi Y., Wang J., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. // Scripta Materialia. -1996. -V. 35. -№ 2. -P. 143 - 146.
- 29 Goforth R.E., Hartwing K.T., Cornwell L.R., in “Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation”, edited by T.C. Lowe and R.Z. Valiev, Kluwer, Dordrecht, The Netherlands. -2000. -P.3.
- 30 Nakashima, K. Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal channel angular pressing [Текст] / K. Nakashima, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon// Acta Mater. -1998. -V.46. -P.1589.
- 31 Semiatin, S.L. The effect of material properties and tooling design on deformation and fracture during equal channel angular extrusion [Текст] / S.L. Semiatin, D.P. Delo, E.B. Shell// Acta Mater. -2000. -V.48. -P.1841-1855.
- 32 Semenova, I.P. Enhanced fatigue properties of ultrafine-grained Ti rods processed by ECAP-Conform [Текст] / Semenova I.P., Polyakov A.V., Raab G.I., Lowe T.C., Valiev R.Z. // Journal of Materials Science. -2012.-V.47. -P.7777.

- 33 Edalati, K. Processing sheets and wires by continuous high-pressure torsion [Текст] / Edalati K, Horita Z. // Reviews on Advanced Materials Science. -2012. -V.31. -P.5.
- 34 Wang, J.T. Principles of severe plastic deformation using tube high-pressure shearing [Текст] / Wang J.T., Li Z., Wang J., Langdon T.G.//Scripta Materialia. -2012. -V.67. -P.810.
- 35 Arzaghi, M. Microstructure, texture and mechanical properties of aluminum processed by high-pressure tube twisting [Текст] /Arzaghi M., Funderberger J.J., Toth L.S., Arruffat R., Faure L., Beausir B., Sauvage X. //Acta Mater. -2012. -60. -P.4393.
- 36 Wang J.T., Figueiredo R.B., Langdon T.G., editors. Nanomaterials by severe plastic deformation V. -Zurich: TransTech; 2011.
- 37 Kecskes, L.J/ Grain size engineering of bcc refractory metals: Top-down and bottom-up—Application to tungsten [Текст] / Kecskes LJ, Cho KC, Dowding RJ, Schuster BE, Valiev RZ, Wei Q. // Mater Sci Eng. A -467. -2007. -P.33-4
- 38 Hansen, N. New discoveries in deformed metals [Текст]/ Hansen N. // Met. Mater. Trans.A. -2001.-V.32. -P.2917-2935.
- 39 Gutierrez-Urrutia, I. Dislocation and twin substructure evolution during strain hardening of an Fe–22 wt.% Mn–0.6 wt.% C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging [Текст] / Gutierrez-Urrutia I, Raabe D.// Acta Mater. -V.59. -2011. -P.6449-6462.

- 40 Wang, Y.B. The role of stacking faults and twin boundaries in grain refinement of a Cu–Zn alloy processed by high-pressure torsion [Текст] / Y.B. Wang, X.Z. Liao, Y.H. Zhao, E.J. Lavernia, S.P. Ringer, Z. Horita, T.G. Langdon, Y.T. Zhu. // Mater Sci Eng: A. 527.-2010. -P.4959-4966.
- 41 Hong, C.S. Nucleation and thickening of shear bands in nano-scale twin/matrix lamellae of a Cu–Al alloy processed by dynamic plastic deformation [Текст] /C.S. Hong, N.R.Tao, X.Huang, K. Lu. //Acta Mater. V.58 2010. P.3103–3116.
- 42 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.
- 43 Смирнова, Н.А. Эволюция структуры ГЦК монокристаллов при больших пластических деформациях/ Н.А. Смирнова, В.И. Левит, В.И. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, Л.С. Давыдова, В.А. Сазонов. // ФММ.1986. Т.61. С.1170-1177.
- 44 Valiev, R.Z. Structure and deformaton behaviour of Armco iron subjected to severe plastic deformation [Текст] / R.Z. Valiev, Yu.V. Ivanisenko, E.F. Rauch, B. Baudalet // Acta Mater. -V.44. -1997.-P.4705-4712.
- 45 Ivanisenko, Y. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion [Текст] / Y. Ivanisenko, W. Lojkowski, R.Z. Valiev, H.J. Fecht.// Acta Mater. -V.51. -2003. -P.5555-5570.

46 Vorhauer, A. Microstructure of Austenitic and Ferritic Steels Produced by Severe Plastic Deformation and Subsequent Annealing [Текст] / A. Vorhauer, S. Kleber, R. Pippan // Ultrafine Grained Materials III: TMS.- 2004. -P 629-634.

47 Dobatkin, S.V. Formation of High-Angle Grain Boundaries in Iron upon Cold Deformation by Equal-Channel Angular Pressing [Текст] / S.V. Dobatkin, V.I. Kopylov, R. Pippan, O.V. Vasil'eva // Materials Science Forum Vols. 467-470 -2004. -P.1277-1282

Термины:

УМЗ – ультрамелкозернистый

РКУП – равноканальное угловое прессование

ИПД – интенсивная пластическая деформация

ОМД – обработка металлов давлением

ВТМО – высокотехнологичная термомеханическая обработка

НК – нанокристаллический

СМК – субмикрокристаллический

ГЗ – границы зерен

ИПДК – интенсивная пластическая деформация кручением

КЗ – крупнозернистый