

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

Институт машиностроения

(наименование института полностью)

Кафедра

«Нанотехнологии, материаловедение и механика»

(наименование)

22.04.01 Материаловедение и технологии материалов

(код и наименование направления подготовки)

Инжиниринг перспективных материалов и диагностика поведения материалов в  
изделиях

(направление (профиль))

## ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА (МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ)

на тему «Прочность и кинетика усталостного разрушения низко- и  
среднелегированных сталей»

Студент

А. В. Бондаренко

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Научный

д.т.н., доцент Н. А. Клевцова

руководитель

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

Тольятти 2020

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	3
1 КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ.....	7
1.1 Понятие усталости металлов .....	7
1.2 Влияние различных фактов.....	22
1.3 Механизмы разрушения .....	37
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	46
2.1 Исследуемые материалы и оборудование .....	46
2.1.1 Испытательная машина Instron 8802: .....	47
2.1.2 Испытательная машина H50КТ.....	51
2.1.3 Твердомер ТН300.....	54
2.2 Методики исследования структуры сталей и методики механических испытаний при разрушении .....	56
3 РЕЗУЛЬТАТЫ .....	64
ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	69
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	70

# ВВЕДЕНИЕ

## **Актуальность работы:**

Процесс зарождение микротрещин в различных металлах и в последствии развитие в макротрещин называется разрушением. Причины образования микротрещин изучаются сейчас во всем мире и хотя есть различные гипотезы их образования, точного ответа на этот вопрос почему они образуются нет. В настоящее время проводятся различные исследования металлов на усталостное разрушение с целью понять и научиться предотвращать развитие микротрещин в макротрещины в металлах при циклических нагрузках. Не смотря на то, что на сегодняшний день механика усталостного разрушения довольно хорошо изучена и хотя есть ещё некоторые моменты, которые оставляют вопросы, механизм образования трещин и их последующий описаны в различной литературе довольно подробно [11].

Огромное количество деталей различных механизмов и машин подвергаются воздействию переменным циклическим нагрузкам, в том числе в криогенных условиях и при повышенных температурах. В связи с этим проблема связанная с увеличением надежности, а также более безопасной работы различных технических устройств и деталей машин, которые подвергаются воздействию повторяемых нагрузок в воздушной среде при различных температурах является приоритетным направлением исследования, а также главной задачей промышленности. Эта проблема нуждается в оптимизации конструкторских решений с использованием различных технологических процессов, которые будут обеспечивать более высокие свойства эксплуатационных конструкций и деталей, в частности. На данный момент промышленность использует конструкционные материалы, которые подвергаются разным методам обработки. Самый распространённый способ изготовления деталей — это ОМД (обработка деталей давлением). Однако в результате такого упрочнения не всегда исчерпывается весь запас прочности материала, так как механизм сопротивления усталости изменяется

неоднозначно. Проблемы влияния предварительной пластической деформации на циклическую прочность и пределы выносливости металлов и сплавов при комнатной температуре на воздухе изучались многими авторами. В работах Г.П. Гусякова подробно изучила вопрос прогнозирования долговечности при циклическом нагружении в воздухе предварительно деформированных металлических материалов и его повышения за счет оптимизации технологических режимов обработки пластмасс [7].

К сожалению, постоянные исследования влияния пластической деформации на сопротивление усталостному разрушению, как экспериментальные так и теоритические, при различных температурных условиях, отсутствуют, тем не менее различные высокопроизводительные режимы и виды пластической деформации давно используются. И в связи с этим в подавляющем большинстве случаев не возможно без какого-либо предварительного эксперимента определить поведение деформации материалов в различных реальных условиях работы. Создать надежные критерии сопротивления пластической деформации и последующему разрушению крайне сложно, так как есть огромное количество внешних и внутренних факторов, а также потому что проблематично провести длительные эксперименты при пониженной и повышенной температурах.

В связи с данным и с учетом усиленного становления современных способов большого пластического деформирования, неувязка установления закономерностей усталостного разрушения с целью прогнозирования и увеличения эксплуатационной долговечности деформационно-упрочненных всевозможных железных материалов, а значит, и понижения материалоемкости изделий, считается очень животрепещущей. Для инженера-технолога принципиально не лишь только создать передовой технологический процесс приготовления что или же другой подробности при помощи пластического формоизменения, но и принимать во внимание совокупности всех моментов, оказывающих воздействие на их долговечность в процессе их дальнейшей

эксплуатации.

**Цель:**

Установление закономерностей усталостного разрушения образцов из низколегированной стали 40Х в сравнении со среднелегированной сталью 38Х2Н2МА

**Задачи данной работы:**

1. Провести литературный обзор;
2. Изготовить образцы из сталей 40Х и 38Х2Н2МА;
3. Провести испытание образцов на растяжение
4. Провести усталостные испытания образцов;
5. Построить кинетические диаграммы усталостного разрушения стали 40Х и 38Х2Н2МА;
6. Макрофрактографический анализ усталостных изломов;
7. Микрофрактографический анализ изломов;

**Объект исследования:**

Образцы и усталостные изломы стали 40Х и 38Х2Н2МА.

**Предмет исследования:**

Кинетика и механизм усталостного разрушения образцов из стали 40Х и 38Х2Н2МА.

**На защиту выносятся:**

1. Механические свойства сталей 40Х и 38Х2Н2МА при растяжении.
2. Влияние формы концентратора напряжения в образцах из стали 40Х на время до зарождения усталостной трещины.
3. Кинетические диаграммы усталостного разрушения сталей 40Х и 38Х2Н2МА.
4. Микро- и макрофрактографический анализ усталостных изломов сталей 40Х и 38Х2Н2МА.

**Научная новизна:**

Изучена кинетика и механизм усталостного разрушения

низколегированной стали 40Х с различным концентратором напряжения и среднелегированной стали 38Х2Н2МА.

**Практическая значимость:**

Показано, что низколегированная сталь 40Х по своим усталостным характеристикам не уступает среднелегированной стали 38Х2Н2МА.

**Личный вклад автора:**

Проведение аналитического обзора по теме исследования, подготовка образцов, участия в испытании на твёрдость, растяжение усталость, построение кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей 40Х и 38Х2Н2МА, макроанализ изломов, участие в обсуждении результатов исследования.

**Апробация результатов работы:** Результаты работы были доложены на студенческой конференции ТГУ.

**Публикации по теме исследования:**

По теме диссертации опубликована статья в журнале Вектор науки ТГУ.

**Структура и объем диссертации:**

Диссертация состоит из введения, трёх глав, заключения, списка использованных источников, содержащего: 26 наименований, изложено на 71 странице, включает 17 рисунков и 5 таблиц.

# 1 КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

## 1.1 Понятие усталости металлов

Металлы при повторяющейся циклической нагрузке подвержены усталости. Величина напряжения в каждом цикле недостаточна, чтобы вызвать сбой за один цикл. Поэтому большое количество циклов необходимо для отказа из-за усталости. Усталость проявляется в форме появления или зарождение трещины с последующим ее ростом до достижения критического размера трещины исходного металла под рабочей нагрузкой, что приводит к разрыву.

Поведение металла при циклической нагрузке отличается от поведения при монотонной нагрузке. Новые трещины могут возникать во время циклической нагрузки, которая не происходит при статической монотонной нагрузке. Важно отметить, что усталостная трещина зарождается и растет при уровнях напряжений, значительно ниже монотонной прочности металла на растяжение. Трещина непрерывно продвигается в очень небольших количествах, ее скорость роста определяется величиной нагрузка и геометрия компонента. Также зародышевая трещина может вообще не расти или распространяться крайне медленно, что приводит к высокой усталостной долговечности компонента, если приложенное напряжение меньше предела усталости металла. Однако поддержание этого условия в реальных рабочих компонентах с конструктивными ограничениями и разрывами требует ограниченных нагрузок на обслуживание, что может быть препятствием. Следовательно, усталостные трещины в большинстве случаев допустимы, но с надлежащим знанием механики разрушения о допустимом или критическом размере трещины. С другой стороны, только две возможности существуют в трещиноватой структуре при монотонной нагрузке. Трещина может быть безопасной или небезопасной. Компонент под циклической нагрузкой работает удовлетворительно в течение многих лет, хотя и со скрытым ростом трещин, но внезапно разрывается без какого-либо предварительного предупреждения.

Такие характеристики делают циклическую нагрузку более опасной, чем монотонная нагрузка.

Предварительное понимание усталостного разрушения металлов появилось в 19 веке во время промышленной революции в Европе, когда локомотивы большой мощности, котлы и т. д. Выходили из строя при циклических нагрузках. Именно Уильям Альберт в 1837 году впервые опубликовал статью об усталости, которая установила корреляцию между циклической нагрузкой и прочностью металла. Два года спустя, в 1839 году, Жан-Виктор Понселе, дизайнер чугунных осей для мельничных колес, впервые официально использовал термин «усталость» в книге по механике. В 1842 году недалеко от Версаля произошла одна из самых страшных железнодорожных катастроф 19-го века, когда локомотив сломал ось. Изучение сломанной оси Уильямом Джоном Маккуорном Ранкином из британских железнодорожных транспортных средств показало, что она сломалась из-за хрупкого растрескивания по всему диаметру. Некоторая новаторская работа последовала за Августом Велером в 1860-1870 годах, когда он исследовал механизм разрушения осей локомотива, применяя контролируемые циклы нагрузки. Он представил концепцию испытания на усталость при вращающемся изгибе, которая впоследствии привела к разработке диаграммы напряжения-об / мин (S-N) для оценивая усталостную долговечность и предел выносливости или усталости металла, предел усталости представляет уровень напряжения, ниже которого компонент будет иметь бесконечную или очень высокую усталостную долговечность. В 1886 году Иоганн Баушингер написал первую статью о поведении материалов при циклическом напряжении. К концу 19-го века Гербер и Гудман исследовали влияние среднего напряжения на параметры усталости и предложили упрощенные теории для усталостной жизни. Основываясь на этих теориях, дизайнеры и инженеры начали проводить анализ усталости при разработке продукта и смогли прогнозировать срок его службы лучше, чем когда-либо прежде. В начале XX века Дж. А. Юинг продемонстрировал

происхождение усталостного разрушения в микроскопических трещинах. В 1910 г. Баскин определил форму типичной кривой S-N, используя тестовые данные Вёлера, и предложил логарифмическое отношение. Л. Барстоу с последующим изучением циклического упрочнения и размягчения металлов при циклических нагрузках. Рождение механики разрушения произошло с работа Алана А. Гриффита в 1920 году, которая исследовала трещины в хРУТком стекле. Это способствовало пониманию усталости, поскольку понятия механики разрушения, по существу, связаны с характеристиками усталостных трещин. Однако, несмотря на эти разработки, анализ усталости и разрушения все еще не проводился регулярно или не выполнялся проектировщиками [1].

Важность этого предмета была, наконец, осознана, когда во время Второй мировой войны в 20-м веке произошли серьезные происшествия, которые стимулировали полноценную исследовательскую работу по этому вопросу. Потребность в войне требовала изготовления кораблей быстро и в больших масштабах. Эти корабли были придуманы США как Корабли Свободы. Их рамы были сварены, а не занимали много времени клепки. Вскоре произошли инциденты, когда корабли трескались в холодных водах Атлантического океана. На самом деле, некоторые корабли фактически разбились на несколько частей из-за возникновения усталостных трещин морскими волнами с последующим их быстрым распространением в холодной среде. Низкие температуры резко снизили пластичность сварных швов и основных металлов, что сделало их хрупкими. Поскольку энергия разрушения хрупких металлов намного меньше, чем пластичных, что приводит к уменьшению критических размеров трещин в них, разрушение происходило при нагрузках, которые в противном случае считались безопасными в окружающей среде. Точно так же авиалайнеры «Comet Jet» сломались и взорвались в воздухе. Самолет, летящий на высоте 10000 м, функционирует как баллон под давлением со стенкой фюзеляжа под высоким растягивающим напряжением. Поскольку конструкция самолета не была рассчитана на усталость, циклические аэродинамические нагрузки

приводили к зарождению и распространению трещин в фюзеляже самолета, что приводило к его разрыву в полете. Было проведено несколько исследований для количественной оценки усталостных отказов. В 1981 году было сообщено о всемирном обследовании авиационных происшествий, в котором была оценена степень, в которой усталость металла была причиной неисправностей самолетов. В общей сложности 306 несчастных случаев со смертельным исходом были идентифицированы с 1934 года с усталостью металла в качестве связанной причины. Эти несчастные случаи привели к 1803 смертельным случаям. Они охватывали гражданские и в ограниченной степени военные самолеты. Неисправности крыльев и двигателей были наиболее частыми причинами аварий с неподвижными крыльями, а для вертолетов – поломки основных и хвостовых роторов были признаны общими причинами. Около 18 несчастных случаев со смертельным исходом в год связывают с усталостью металла, что является тревожным показателем. С тех пор технология усталости значительно улучшилась, и предмет приобретает все большее значение. В настоящее время большое внимание уделяется исследованиям усталости и разрушения современных и сложных технологических машин, и конструкций, таких как высокоскоростные самолеты, атомные суда, космические челноки, ракеты-носители, корабли, подводные лодки, сосуды под давлением, высокоскоростные поезда и т. д. что может иметь разрушительные последствия в случае их усталости.

В настоящее время усталостное сопротивление определяется только с помощью экспериментов. Однако самые важные и надежные результаты получаются только с помощью исследования цельных конструкций или их отдельных элементов. С целью проведения различных экспериментов по усталости были созданы различные установки, которые позволяют провести испытания образцов как крупных так и мелких, в том числе различных элементов конструкций. Например, повсеместно используют резонансные машины с электромагнитным либо механическим силовозбуждением

гидропульсаторные установки и другие различные конструкции с помощью которых осуществляется изгиб вращающихся образцов. Различные усталостные испытания небольших образцов, в лабораторных условиях, описывались в СССР соответствующими стандартами, благодаря которым проводились испытания на надрезанных, а также гладких образцах при ассиметричных и симметричных циклах нагружения, при  $T=20^{\circ}\text{C}$ , а также пониженной и повышенной температурах [23].

Учитываются еще проверки в brutальных средах. Стереотип не распространяется на проверки подробностей, узлов, сварных, заклепочных и иных соединений, а еще на проверки при ударных или же термических повторяющихся влияниях. Этим образом, роль протестированных методических указаний очень ограничена и в испытательной практике используют очень различными способами и способами, пытаясь в любом каждом определенном случае по способности полнее имитировать эксплуатационные обстоятельства. Для сравнительных целей допускаются проверки образцов металла или же изделий на одном уровне переменных напряжений с фиксированием долговечности (по количеству циклов до разрушения) [24].

К этому методике прибегают при тестировании трудных дорогих или же крупногабаритных моделей, или же натуральных изделий, изготовление и проверка коих в больших сериях вызывает гигантские затруднения. Впрочем, в данных случаях идет по стопам наиболее избирать обстоятельства проверки (вид и степень нагрузки, среду и др.), с что дабы они полнее отвечали эксплуатационным. Очень нередко возможно следить скрещение кривых вялости, построенных для различных испытуемых объектов. Безуспешно подобранный степень напряжений имеет возможность привести к неверным выводам по итогам усталостных тестирований.

Для конструкционных сталей корпуса обычно используются стальные пластины с феррито-перлитной микроструктурой. С другой стороны, в нашем

исследовании выясняется, что изменение микроструктуры от феррита-перлита до оптимального феррита-бейнита обеспечивает превосходное сопротивление скорости распространения усталостной трещины. Механизм улучшения устойчивости к усталостному растрескиванию в феррит-бейните обсуждается здесь. Скорость распространения усталостной трещины резко снижается, когда кончик трещины достигает границы раздела между зернами феррита и бейнитного зерна. Этот механизм обнаруживается при наблюдении поведения распространения усталостной трещины в плакированном материале, состоящем из ферритовых пластин и бейнитных пластин. Другой механизм устойчивости к усталостному растрескиванию связан с поведением циклического размягчения. Циклическое размягчение означает, что напряжение при произвольной постоянной деформации уменьшается при загрузке цикла. Чем больше феррит-бейнитных сталей демонстрирует циклическое размягчение, тем больше материал обладает свойствами сопротивления усталостным трещинам. Есть две причины, по которым циклическое размягчение снижает скорость распространения усталостной трещины. Одна из причин - релаксация деформации вблизи вершины трещины тонким мягким слоем вдоль пути усталостной трещины. Другая причина - высокая устойчивость к вязкому разрушению после циклического напряжения. Известно, что сопротивление разрушению зависит от уровня прочности. В случае вязкого разрушения стойкость к разрушению упрочняемых материалов после деформации уменьшается из-за увеличения прочности. С другой стороны, материалы циклического размягчения проявляются, чтобы быть выгодными для пластического разрушения после циклического деформирования, этот тип деформации может происходить вблизи кончика усталостной трещины перед его перфорацией. По результатам этого исследования усталостная долговечность конструкции корпуса может быть увеличена за счет применения недавно разработанных сталей, устойчивых к распространению усталостных трещин.

Показавшаяся при конкретных критериях нагружения усталостная трещинка имеет возможность при сохранении данных этих критериев прогрессивно возрастать или же задерживать свое становление вплоть до абсолютной стабилизации. Эти неразвивающиеся трещинки нередко имеются при тестированиях образцов с резкой сосредоточиванием напряжений, с остаточными напряжениями и с разными упрочняющими поверхностными обработками. Это появление находит комментарий в перераспределении трудящихся и остаточных напряжений в процессе подъема усталостной трещинки. За аспект усталостного разрушения имеет возможность быть принято или абсолютное разрушение испытанного эталона, или возникновение трещинки данных объемов. В зависимости от выбора аспекта разрушения числовые свойства сопротивления вязкости имеют все шансы в большущей степени выделяться приятель от приятеля. В реальное время традиционные проверки на утомление небольших гладких шлифованных образцов при температуре 20°C идет по стопам считать не лишь только недостающими, но и нередко никчемными. Германские металлургические компании, к примеру, абсолютно категорически отказались от этих тестирований собственной продукции, например, как получаемая при данном информация не выделяет представления об эксплуатационной стойкости материалов. Положение плоскости подробностей, концентраторы напряжений, находящаяся вокруг среда, жар и иные моменты так крепко воздействуют на противодействие вязкости, собственно, что сама по для себя усталостная крепость металла гладких шлифованных образцов не считается сколько-либо показательной [15].

Механика разрушения континуума предоставила множество методологий для моделирования эволюции повреждения, но все эти методы зависят от знания, где возникло повреждение; следовательно, ранее существовавшая пустота или трещина обычно вводятся произвольно. Процесс, посредством которого неповрежденный материал развивает повреждение (здесь определенное как создание новой свободной поверхности там, где ее раньше не

было), не очень хорошо понят. Понимание этого процесса зарождения повреждений в контексте эволюции микроструктуры позволит более предсказуемым свойствам, которые имеют большое значение для разработчиков, таким как ударная вязкость, пластичность и усталостная прочность, стать более предсказуемыми. Зародышеобразование повреждения часто развивается в две стадии, когда возникают зарождающиеся условия или состояния, предшествующие повреждению, во время монотонной деформации, возникающей в результате операций формования, с последующим ростом до критического размера во время эксплуатации, например рост коротких трещин в масштабе, меньшем, чем размер зерна, до размера, превышающего микроструктурный масштаб во время последующей загрузки. В этом случае зарождение и рост усталостных трещин сильно зависит от эволюции микроструктуры в течение предшествующей истории формирования. Таким образом, необходима парадигма, чтобы понять, как процесс пластической деформации, взаимодействующей с микроструктурными элементами, приводит к развитию подкритических трещин или пустот [17].

Как из экспериментальных, так и из компьютерных исследований, обычно считается, что зарождение повреждения происходит в местах больших концентраций деформации (с точки зрения континуума, как на рисунке 1а), или микроструктурный, где происходит существенная гетерогенная деформация. Если большие локальные деформации эффективны для учета необходимых изменений геометрии, они могут предотвратить зарождение повреждений, тогда как это можно предположить, что повреждение может возникать там, где происходит недостаточная деформация или адаптация формы, как схематически показано на рисунке 1б. Такая изменчивость формы аккомодации связана с кристаллом ориентации и кристаллографические механизмы деформации. Экспериментально гетерогенную деформацию часто оценивают с использованием анализа следов скольжения, который может быть выполнен как с помощью оптической, так и электронной микроскопии, и может быть

значительно улучшен и сделан более количественным с помощью таких инструментов, как микроскопия с ориентационной визуализацией и картирование деформаций. Однако исследования, которые полностью анализируют действующие механизмы деформации в контексте истории напряжения-деформации и наблюдаемой эволюции микроструктуры, редки [14].



Рисунок 1 - Схематическое изображение взаимосвязи между повреждением и деформацией в непрерывном смысле (а) и сравнение двух микроструктурных сценариев, где локализованное напряжение вызывает или предотвращает повреждение (б)

А - Требуемое изменение геометрии в зависимости от локальной деформации  
 В – Локальная деформация не соответствует требуемому изменению

Более качественные эксперименты обычно показывают, что трещины и пустоты развиваются преимущественно в одних границах, но меньше в других, что указывает на значимость неоднородности в истории локальной деформации.

В вычислительном отношении были разработаны два подхода к моделированию эволюции микроструктуры: статистические методы, основанные на теории Тейлора, и подходы к конечным элементам поликристаллической пластичности (модели атомистической или дискретной плотности дислокаций обычно могут моделировать объемы, намного меньшие

кубического микрона, что делает их наиболее полезными для моделирования нанокристаллов). Статистические модели, разработанные на основе теории Тейлора, гомогенизируют деформационные характеристики, что полезно для моделирования деформационных явлений в масштабе операций формования. Этот вид анализа мотивирует модели эволюции поверхности урожая. Однако гомогенизация не помогает исследовать зарождение повреждений, что является статистически редким событием, отражающим отклонения от однородного поведения. Этот недостаток может быть частично обусловлен использованием вязкопластичных самосогласованных поликристаллических кодов пластичности, которые позволяют деформациям и напряжениям изменяться в различных ориентациях кристаллов. Тем не менее самосогласованные коды по-прежнему основаны на статистическом представлении микроструктуры. Следовательно, ущерб, возникающий из-за несовместимости деформаций в определенных местах, не может быть осмысленно предсказан с помощью статистических моделей, таких как большой объем литературы, основанной на механике непрерывного повреждения, поскольку конкретная история деформации зависит как от поведения локальной деформации вблизи границы раздела, так и от история деформации в соседних зернах или даже в пределах областей одного и того же зерна (нелокальный штамм). Самосогласованные модели гомогенизируют соседство зерна и, следовательно, не могут предоставить подробную информацию в локальном масштабе.

Моделирование истории удельных напряжений на конкретных участках может быть выполнено с помощью конечно-элементного моделирования кристаллопластичности типичных микроструктурных объемов (олигокристаллов или микроструктурных пятен). Несколько подходов были недавно разработаны и сравнены с экспериментальными наблюдениями. На сегодняшний день большинство попыток моделирования такого типа имитируют металлы, стойкие к высоким пластическим повреждениям, такие как сталь, медь или алюминий. Микроскопически характеризовать события

зарождения повреждения в таких металлах с высокой пластичностью сложно из-за больших деформаций и высокой плотности дислокаций, которые предшествуют зарождению повреждения. Способность предсказать возникновение повреждения и оценить, приведет ли это к фатальному дефекту, является одной из основных целей вычислительной пластичности. Такие прогнозы требуют подходов к многомасштабному моделированию, которые разрабатываются в ряде групп и лабораторий. Хотя гетерогенная деформация считается предшественником зарождения повреждения, фактическая стадия инициации между гетерогенной деформацией и зарождением повреждения не совсем понятна. Эта связь чрезвычайно важна, потому что, если места повреждения не спрогнозированы должным образом, любые симуляции эволюции микроструктуры, которые будут развиваться после этого, будут ненадежными (просто вымысел). Комплексный обзор многомасштабного моделирования пластической деформации показывает, что решения практических задач часто имеют наномасштаб, эффективно взаимодействующий с микромасштабом, который не может быть обработан атомистическими методами. В настоящее время не существует эффективных методов передачи обслуживания между атомистическим и микроструктурным масштабами. Следовательно, существует возможность преодоления масштабов длины, если зарождение повреждения (по сути, явление наномасштаба) можно надежно предсказать на основе гетерогенной деформации в микромасштабах. Интерфейсы представляют собой сложную задачу для моделирования гетерогенной деформации и зарождения повреждений. Повреждение в материалах без частиц обычно возникает на прерывистых поверхностях раздела, таких как границы зерен или фаз. На интерфейсах деформация должна каким-то образом передаваться из одного зерна в другое через границу. В этом процессе повреждение может возникать на определенном (а не на общем) интерфейсе из-за локальных и нелокальных эффектов. Правила прогнозирования того, какие интерфейсы станут участками зарождения

повреждений, неизвестны, хотя некоторые из них использовали критерии переноса проскальзывания в качестве средства выявления подозрительных местоположений. Из последующего обзора станет ясно, что зарождение повреждений на интерфейсах зависит от

- Ориентации кристаллов по обе стороны от границы раздела
- Ориентация границы и структура (энергия)
- Активированные системы деформации по обе стороны границы
- История градиента деформации напряжения в зернах по обе стороны от границы раздела

Исследования, которые рассматривают все четыре из этих факторов, редки. Например, парадигма разработки границ зерен фокусируется на энергии границ зерен (элемент II) как метрике «хороших» или «плохих» границ зерен, но мало что было сделано для изучения того, как процессы скольжения влияют на характер «хороших» Границы R отличаются от их «плохих» случайных границ. Пункт III редко рассматривался экспериментально или в вычислительном отношении, и когда это было сделано, он не был сделан с мелкими деталями. Исследования переноса деформации привели к выявлению некоторых правил, по которым дислокация в одном зерне может проникать в соседнее зерно. Тем не менее, не ясно, как перенос деформации и зарождение повреждения связаны, и этот открытый вопрос обеспечивает основную мотивацию для этой статьи. Ясно, что знание склонности границы генерировать ущерб может обеспечить эффективный мост между атомистическими и континуальными моделями. Чтобы оценить роль процессов скольжения на границах раздела в зарождении повреждений, важно иметь надежное представление о гетерогенной деформации, характере границы зерен и механизмах переноса скольжения. Эти три темы и текущие подходы к их интеграции рассмотрены в некоторых деталях, чтобы обеспечить мотивацию и основу для нового подхода, который идентифицирует основанное на деформационной системе определение граничного характера зерна. Это новое

определение граничного характера зерна было разработано на основе экспериментальных наблюдений, и оно может быть в состоянии определить, какой тип взаимодействия системы деформации на границе приведет к зарождению повреждения. Один пример глубоко охарактеризованной микроструктуры из этой экспериментальной работы исследуется с использованием текущей модели конечных элементов пластичности поликристаллов, чтобы определить, как можно использовать мезомасштабное вычислительное моделирование в сочетании с этим новым определением граничного характера зерен для прогнозирования мест зарождения повреждений.

Анализ гетерогенной деформации вблизи границ может быть прослежен до Ливингстона и Чалмерса (1957), которые наблюдали, что у бикристаллических границ зерна больше систем скольжения, чем во внутренней части зерна. Однако бикристаллы с произвольно ориентированными зернами обычно активируют только одну систему скольжения во внутренней части зерна (если не выбраны ориентации с одинаковым коэффициентом Шмида для систем с множеством скольжения), в отличие от поликристаллов, которые обычно требуют активации двух или более систем скольжения из-за ограничений совместимости. Таким образом, бикристаллы, как правило, не будут генерировать состояния деформации, которые соответствуют состояниям, обнаруженным в межфазных границах поликристалла, и, следовательно, не могут обеспечить надежную основу для прогнозирования условий деформации в поликристаллах (хотя они могут и предоставили много понимания и понимания процессов переноса деформации). Поли- или мульткристаллические алюминиевые сплавы и чистая медь использовались для целенаправленных исследований для характеристики и моделирования неоднородного скольжения вблизи границ зерен. Внутри данного зерна следы проскальзывания систем деформации с высокими факторами Шмида простирались по зернам, в то время как плоскости с

умеренными факторами Шмида имели следы проскальзывания, которые частично проходили от границы до внутренней части зерна. Экспериментально измеренные карты поверхностной деформации на поликристаллах меди высокой чистоты показывают, что гетерогенные деформации распространяются на глубину 20–100 мкм. Локальные вращения были измерены с использованием микроскопии с ориентационной визуализацией, которая позволила проводить прямые сравнения с моделями конечных элементов поликристаллической пластичности (МКЭ), в которых использовался локальный микромеханический фактор Тейлора для лучшего прогнозирования локальных вращений кристаллов и деформаций, которые были измерены с использованием методов картирования деформаций высокого разрешения. Моделирование металлов и сплавов также проводилось, хотя степень прямого сравнения с экспериментом в меньшей степени, чем с исследованиями кубических металлов. Модели МКЭ, как правило, не предполагают специфических свойств границ зерен, так что разрыв пластических свойств объясняет наблюдаемую гетерогенную деформацию. Хотя границы явно вызывают гетерогенную деформацию в соседних кристаллах, неясно, как эта деформация влияет на когезионные свойства границы зерна, потому что сильно когезивная граница может вызывать гетерогенную деформацию в соседнем зерне, чтобы поддерживать совместимость. С другой стороны, большие гетерогенные деформации могут вызвать большие растягивающие тяги на границе, которые могут привести к повреждению. Таким образом, развитие истории локальных напряжений и деформаций, и граничных свойств будет влиять на зарождение повреждений.

Фактически процесс эволюции усталостного повреждения состоит из двух частей: возникновения усталостной трещины и ее распространения. Даже в обычном образце отожженной углеродистой стали приблизительно 70% усталостного ресурса занято временем распространения усталостных трещин. Кроме того, распространение усталостных трещин подразделяется на режимы малых и длинных трещин. Вышеупомянутый разброс усталостных свойств в

основном обусловлен явлениями, связанными с небольшими трещинами. Термин «маленькая трещина» в явлении усталости определяется различными точками зрения:

- Механически маленькая трещина
- Микроструктурно маленькая трещина
- Физически маленькая трещина
- Химически малая трещина

Соответствующие небольшие трещины могут быть классифицированы по соответствующей «длине», где каждый конкретный основной фактор влияет на поведение при распространении. Например, максимальная длина химически малой трещины составляет ~ 10 мм. Напротив, максимальная микроструктурно малая длина трещины связана с размером зерна, который является совершенно другим масштабом в диапазоне от нескольких десятков мкм до нескольких сотен мкм. Здесь следует отметить, что в инженерных материалах и конструкциях имеется много источников концентрации напряжений, таких как включение и небольшие царапины размером от нескольких десятков мкм до нескольких сотен мкм. Таким образом, крайне важно оценить микроструктурно и механически поведение малых усталостных трещин, характеристики которых отличаются от характеристик большой трещины, проанализированной с помощью испытания на компактное растяжение. С металлургической точки зрения считается, что разброс усталостных свойств, связанных с распространением микроструктурно малых трещин, обусловлен микроструктурными характеристиками рассматриваемой стали и диффузией, сегрегацией растворенных атомов. В частности, химический состав, влияющий на микроструктуру и прочность, играет ключевую роль в поведении микроструктурно-малых усталостных трещин. В частности, углерод является наиболее важным элементом усталости сталей. Следовательно, связанные с углеродом явления, такие как образование карбидов и сегрегация углерода, являются важными факторами усталости сталей. Например, с точки зрения

микроструктуры, мы обнаружили, что существование морфологии цементита оказывает заметное влияние на поведение ферритных сталей по распространению малых усталостных трещин, а также на их усталостную прочность. Напротив, другой фактор, а именно диффузионная сегрегация атомов углерода, не был исследован так широко. По крайней мере, в случае сталей сообщалось, что упрочняющее возрастное упрочнение углерода в окрестности кончика трещины усиливает явление усталостной трещины, не распространяющееся от усталости. Однако корреляция между диффузией, сегрегацией атомов углерода и распространением микроструктурно-малых усталостных трещин до сих пор не выяснена. Более конкретно, не было проведено исследований бинарных сталей Fe-C, которые имеют одну ферритную фазу, которая соответствует простейшему химическому составу и микроструктуре в сталях. Поскольку углерод является наиболее важным элементом растворенного вещества в сталях, понимание влияния углерода как растворенного вещества, включая его влияние на старение при деформации, имеет решающее значение для достижения теоретического понимания свойств усталости. В этом исследовании мы стремились выяснить основные эффекты растворенного углерода и его связь с распространением малых усталостных трещин с использованием ферритной бинарной стали Fe-C [19].

## **1.2 Влияние различных фактов**

Ответы на вопрос о том, как возникают усталостные трещины в металлах при напряжениях, намного меньших статической прочности на разрушение, искали многие исследователи с начала века. Однако на этот вопрос еще далеко не дан четкий ответ. Развитие существующего механизма зарождения усталостной трещины руководствуется следующими экспериментальными наблюдениями. Наблюдаемая усталость в металлах до  $1,7^\circ \text{K}$  указывает на то, что поверхностная коррозия, газовая адсорбция или диффузия вакансий не

являются необходимыми для механизма зарождения. Формирование усталостных трещин связано со скольжением, и линии скольжения появляются на ранних стадиях усталости. По мере увеличения количества циклов нагружения эти линии скольжения расширяются в полосы, в которых в конечном итоге образуются усталостные трещины. Обратное нагружение создает линии проскальзывания, которые близки, но не совпадают с линиями проскальзывания, сформированными при переднем нагружении. Это указывает на то, что два отдельных, очень близко расположенных скользящих среза пересекают свободную поверхность. Один срез скользит при прямой загрузке, образуя одну линию скольжения, а соседний срез скользит при обратной загрузке, образуя другую линию скольжения. Испытания показали, что монокристаллы, находящиеся под высоким напряжением, скользят вдоль определенных направлений в определенных кристаллографических плоскостях и что скольжение зависит от напряжения сдвига вдоль направления скольжения на плоскости скольжения (называемого разрешенным напряжением сдвига этой системы скольжения) и является независимым нормального давления на плоскость скольжения. 5 Разрешенное напряжение сдвига, которое инициирует или вызывает дальнейшее скольжение, называется критическим напряжением сдвига. Эта зависимость скольжения от разрешенного напряжения сдвига применяется к настоящему анализу. Дефекты решетки существуют во всех металлах и создают начальное гетерогенное поле напряжений. Определенные небольшие начальные поля напряжений могут вызвать вышеуказанную последовательность [16].

Хорошо известно, что сопротивление усталости увеличивается с пределом прочности (или с твердостью). Однако после заданной прочности на растяжение сопротивление усталости имеет другую тенденцию, и имеет место другой механизм усталости. Линейная зависимость, обычно наблюдаемая между  $\log r_e$  и  $r_u$  при более низкой прочности, связана с механизмами инициирования поверхностных усталостных трещин, в то время как при более

высоких сопротивлениях процесс разрушения, возникающий при инициировании внутренней усталостной трещины, определяет связь между  $\sigma_e$  (внутренняя или подповерхностная амплитуда сопротивления усталости) и  $\sigma_u$  (предел прочности на растяжение). Хотя оба процесса имеют общие черты, между ними есть некоторые важные различия. Сопротивление усталости и конкуренция между этими двумя механизмами усталости также показаны экспериментальными кривыми  $r - N$  (приложенная номинальная амплитуда напряжений  $r$  как функция от числа циклов нагрузки до разрушения,  $N$ ). Можно наблюдать два колена: одно, связанное с процессом инициирования поверхностных трещин, для низких и высоких усталостных долговечностей, а другое с процессом инициирования внутренних усталостных трещин, обычно наблюдаемых для очень высоких усталостных долговечностей с ассоциированным более низким сопротивлением усталости. Типичный вид поверхности разрушения обеих зон инициирования (связанный с поверхностными и внутренними процессами инициации). Стоит отметить, что весь процесс разрушения из-за чистой усталости можно разделить на пять четко определенных этапов. Сначала происходит накопление повреждений, затем инициирование микротрещин, раннее распространение микротрещин, которые приводят к образованию макротрещин, и распространение этой инженерной трещины для разрушения. Даже несмотря на то, что в настоящее время можно прогнозировать общее время распространения чистых усталостных трещин, включая режим коротких трещин, оценка общего усталостного ресурса может быть успешной только в том случае, если надлежащим образом количественно определен срок зарождения усталостных трещин. Это очень сложная задача, потому что у нас нет соответствующих инструментов для этого. В случае возникновения усталостной трещины с поверхности, хорошо известная диаграмма Китагавы и Такахаси может использоваться для определения порога распространения усталостной трещины как функции длины трещины. Различные модели и теории позволяют нам обрабатывать трещины дольше

микроструктурного измерения. Таким образом, процесс зарождения чисто усталостной трещины может быть определен как число циклов, необходимых для образования трещины, длина которой аналогична микроструктурному характеристическому размеру  $d$ . Проблема очень высокой циклической усталости, по существу, связана с проблемой небольших трещин, что косвенно означает её связь с распространением трещин. Однако нельзя предположить, что трещина растёт за циклом при очень высоких усталостных разрушениях цикла. Это связано с тем, что средняя скорость роста трещины в течение такого длительного срока службы меньше, чем расстояние между решетками. Тем не менее, необходимо учитывать, что для очень высокой усталости цикла инициации и раннему распространению усталости микротрещины обычно помогают другие механизмы, такие как процесс водородного охрупчивания, обычно наблюдаемый в высокопрочных сталях из-за присутствия водорода вокруг включений. Таким образом, для того, чтобы четко определить минимальную длину трещины, из которой можно рассматривать процесс распространения усталостной трещины, необходимо правильно определить эту зону вокруг включения, где трещина зародилась и распространяется с помощью других механизмов. Критическая длина трещины совпадает с радиусом оптически тёмной области (ОТО), определенным Мураками.

Среди факторов, которые влияют на возникновение трещины от включений, важную роль играют тип включения, форма и размер, остаточные напряжения и содержание Н. Расчеты методом конечных элементов, выполненные для оценки распределений остаточных напряжений, окружающих включения в подшипниковых сталях, показали, что окружные остаточные напряжения достигают 450 МПа на границе раздела включений матрицы. Это напряжение уменьшается примерно до 50 МПа на расстоянии от границы раздела матрица-включение, равном радиусу включения. Концентрации напряжений, вносимые включением, также должны быть приняты во внимание. В первом приближении включение можно рассматривать как «пористое», у

которого концентрация напряжений равна 2, и оно исчезает на расстоянии, превышающем его диаметр. Концентрации напряжений должны быть выше для включений с другими формами. Кроме того, согласно исследованиям Таха и Софрониса, если вокруг частицы существует водород, как в высокопрочных сталях, водород находится в местах пиков гидростатического напряжения, в материалах с высоким напряжением. Таким образом, в этом случае можно предположить, что процесс водородного охрупчивания, сопровождаемый усталостью, будет происходить в основном внутри области, в несколько раз превышающей радиус включения  $R_i$  от центра включения. Фуруя и его коллеги показали, что усталостные жизни были разбросаны и что разброс вызван различиями в размере включения в начале перелома. В случае существования водорода, они также обнаружили, что разброс значительно уменьшается, когда размер ОТО рассматривается как начальный размер трещины. Это также наблюдалось в соответствующих исследованиях и подтверждает идею о том, что, среди прочего, размер включения определяет пороговую длину трещины для распространения чисто усталостных трещин. Также важно учитывать работу, выполненную Фуруя и соавторами по влиянию частоты (100 Гц, 600 Гц и 20 кГц) на усталостные свойства сталей. Они обнаружили, что усталостные свойства не зависят от частоты. Это подтверждает идею о том, что для образования чистой усталостной трещины требуется определенное количество циклов. Наконец, в соответствии с изложенным выше и с учетом влияния остаточных напряжений и других факторов, способствующих возникновению усталостных трещин, если минимальная длина трещины задается радиусом включения ( $R_i$ ), можно предположить, что начальная длина трещины для чистого распространения усталостной трещины можно определить, как  $n$ -кратный радиус включения  $R_i$ . То есть зона, на которую влияет включение, может быть ограничена сферой, радиус которой в  $n$  раз больше радиуса включения. В первом приближении и в соответствии с изложенным выше минимальное значение, которое может принять  $n$ , равно 2. Если требуется более

консервативная оценка, можно использовать значение 3.

Усталость металлов может быть:

➤ На основе нагрузки: когда уровень напряжения низкий, а деформация в основном упругая, усталость называется типом высокого цикла. Количество циклов, необходимых для разрушения в этом типе, велико. Учет этого режима с точки зрения стресса является более полезным. Когда уровень напряжения достаточно высок для возникновения пластической деформации, усталость называется типом с низким циклом. Количество циклов, необходимых для разрушения в таком случае, невелико. Учет этого режима с точки зрения напряжения менее полезен, и напряжение в материале предлагает адекватное описание. Усталость при низких циклах также называется усталостью от напряжения. Направление нагрузки тоже влияет на усталость. Многоосевые нагрузки приводят к другим усталостным характеристикам, чем одноосевые нагрузки. Усталость при чистых механических нагрузках не зависит от скорости.

➤ На основе окружающей среды: На усталостные характеристики влияет рабочая температура, а также водные и коррозионные среды. Усталость при высокой температуре зависит от скорости.

Также есть ряд факторов влияющих на усталостную долговечность:

➤ Микроструктура металла: Металлы с крупными зёрнами имеют низкий предел текучести и пониженный предел усталости, и наоборот. Однако при более высоких температурах крупнозернистый металл проявляет лучшие усталостные свойства. Барьеры для роста трещин в виде осадков, примесей, границ зёрен и т.д. Улучшают усталостные свойства. Фазовые превращения, происходящие во время циклического нагружения, также могут влиять на усталостную долговечность.

➤ Процесс изготовления: усталостные свойства лучше в направленииковки, экструзии и прокатки и ниже в поперечном направлении. Некоторые специфические процессы, такие как дробеструйная обработка, холодная

прокатка и т.д., а также другие методы закалки (термообработки), которые вызывают остаточные напряжения при сжатии, уменьшают вероятность возникновения трещин и повышают усталостные свойства. С другой стороны, растягивающие остаточные напряжения способствуют возникновению трещин. Другие производственные процессы, такие как формование, волочение, ковка, экструзия, прокатка, механическая обработка, штамповка и т.д. При которых образуются шероховатые поверхности, снижают усталостную долговечность. Шероховатая поверхность имеет больше мест возникновения трещин из-за неровностей и неровностей. С другой стороны, полированные и шлифованные поверхности имеют превосходную усталостную долговечность благодаря минимальным неровностям.

➤ Геометрия компонента: разрывы, такие как отверстия, выемки и соединения, являющиеся источником стояков напряжения, облегчают возникновение трещин. Усталостный ресурс надрезанного компонента меньше, чем у надрезанного при воздействии аналогичных нагрузок.

➤ Тип среды: Водные и коррозионные среды способствуют возникновению трещин и увеличивают скорость роста трещин, хотя притупление и закрытие кончика трещины из-за накопления продуктов окружающей среды на кончике трещины может в некоторой степени снизить скорость роста трещины. Но общий эффект таких сред заключается в повышении скорости роста трещин. Также при высокой температуре сопротивление усталости у большинства металлов обычно уменьшается с увеличением скорости роста трещины из-за эффекта ползучести.

➤ Условия нагрузки: многоосевые нагрузки уменьшают усталостный срок по сравнению с одноосными нагрузками, за исключением случая чисто крутильной нагрузки. Среднее напряжение также влияет на усталость жизни. Положительное среднее напряжение на растяжение уменьшает усталостную долговечность, тогда как отрицательное среднее напряжение может увеличить ее. Влияние среднего напряжения является более значительным в режиме

слабой деформации или усталости.

Статическая прочность и долговечность материала. На рисунке 3а представлена полная схема статической деформации стали 25Kh1M1F. Предел текучести при смещении составляет  $\sigma_{0,2} = 650$  МПа, а предел прочности составляет 700 МПа, тогда как относительная деформация материала составляет 25%, что указывает на высокую пластичность материала. На рисунке 2б представлена зависимость длины усталостной трещины  $a$  от числа циклов нагружения  $N$ . В общем, эта диаграмма имеет «классический» тип для подобных кривых усталостного времени жизни. Установлено, что усталостный срок службы стали 25Kh1M1F в диапазоне постоянных напряжений (216 МПа) с частотой нагрузки 0,1 Гц составляет  $2,8 \cdot 10^4$  циклов и с частотой нагрузки 1 Гц составляет  $3 \cdot 10^4$  цикла. Таким образом, увеличение частоты нагружения увеличивает остаточный срок службы материала на 10%, что, по-видимому, обусловлено сокращением времени, затрачиваемого на активное нагружение образца [26]. В соответствии с микромеханизмами роста усталостной трещины (РУТ), которые подразумевают характерные особенности рельефа деформации [25], сформированного на острие и вблизи краев этой трещины, кривые остаточного усталостного времени жизни делятся на несколько областей, рисунок 2б.

Сечение 1 определяется  $N \leq 14 \cdot 10^3$  циклами и длиной трещины  $a \leq 4$  мм, рисунок 2б. В соответствии с данными микроскопического исследования боковой поверхности образца при нагружении распространение квазихрупких трещин сопровождается в основном микро- и частично мезомасштабной пластической деформацией с изученными частотами нагружения. Формирование рельефа деформации наблюдается на боковой поверхности вблизи вершины трещины.

Сечение 2 определяется мезомасштабным уровнем деформации материала, который характеризуется постепенным увеличением скорости роста трещины в диапазоне длин  $4 \leq a \leq 8$  мм, рисунок 2б. Для тестовых частот 0,1 и 1,0 Гц остаточное усталостное время жизни материала в этой области составляет

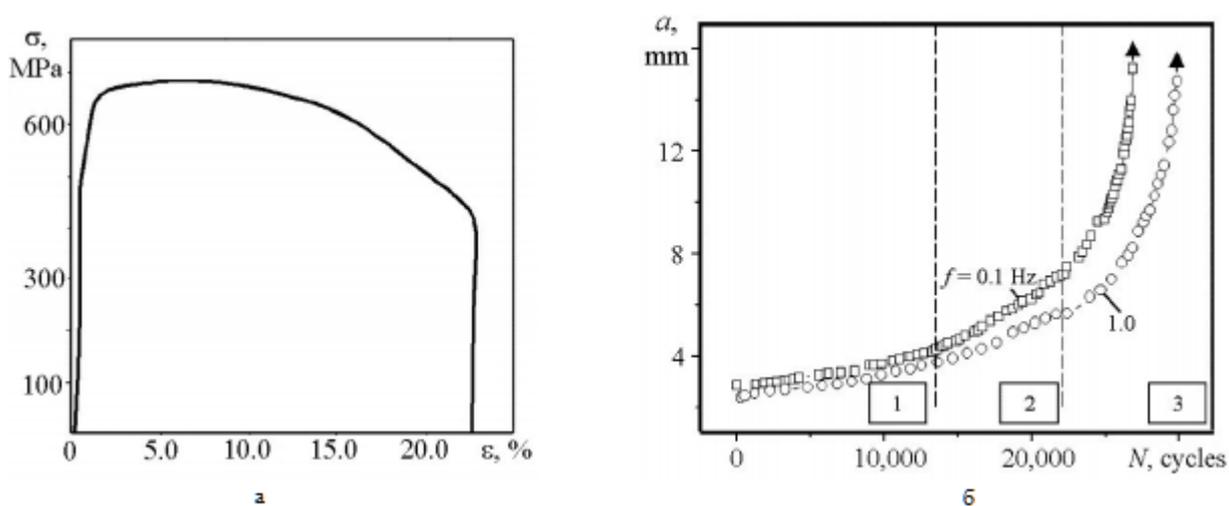


Рисунок 2 - Полная диаграмма деформации стали 25Kh1M1F при статическом растяжении (а) и кривых остаточного усталостного ресурса при различных частотах нагружения (б)

$N_1 \approx (14 - 23) \cdot 10^3$  и  $N_2 \approx (14 - 27) \cdot 10^3$  циклов соответственно. Результаты микроанализа поверхности образца показывают прерывистый характер распространения трещины, что сопровождается локальными изменениями направления ее распространения, бифуркацией и образованием микротрещин. Следует отметить, что эти механизмы оказываются более активными на частоте 0,1 Гц. Усиление пластической деформации на вершине трещины приводит в действие механизмы накопления повреждений и разрушения.

Сечение 3 характеризуется переходом механизмов деформации на макромасштабный уровень, тогда как скорость РУТ увеличивается, рисунок 2б. Для обеих исследованных частот (0,1 и 1,0 Гц) механизмы роста трещин становятся хрупкими по своей природе, что связано с интенсивной локализацией деформационных и сдвиговых деформаций на острие трещины, рисунок 3. При увеличенной бифуркации трещины накопление деформации происходит вблизи микроструктурных элементов, включений, границ субзерен, микроразрушения и разрушения когерентных связей включений и матрицы, что обуславливает образование локальных зон с разделительными ямками. Локальное «разрывание» материала образца, характеризующегося сдвиговыми деформациями, наблюдается в районе основного кончика трещины, стрелки на рисунке 3. Распространение трещин активизирует вторичное растрескивание и раздвоение основной трещины. На поверхности образца формируются полосы локализованной пластической деформации, наклоненные под углом 50–60 к направлению оси нагрузки. Установлено, что при частоте нагружения 0,1 и 1,0 Гц механизмы распространения трещин схожи, основные различия наблюдаются в процессе развития ротационной пластичности, более высокой на частоте 0,1 Гц, которая характеризуется большим временем, затрачиваемым

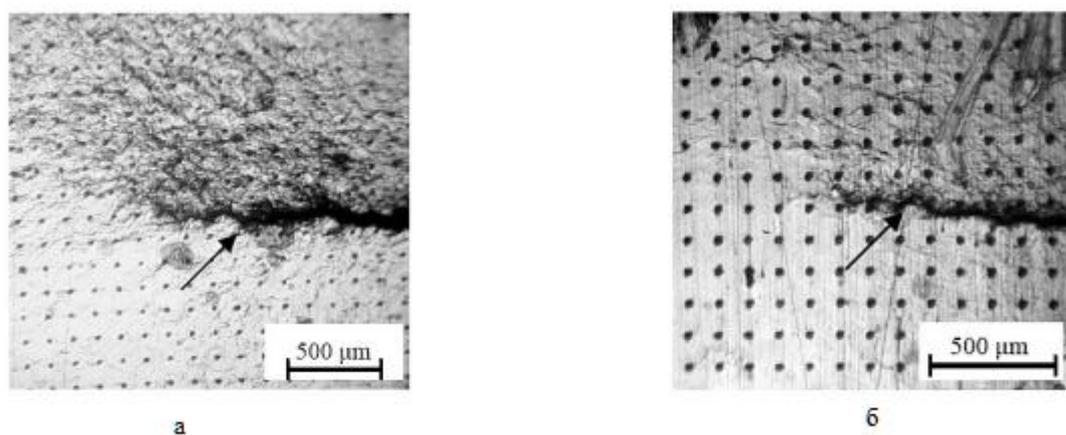


Рисунок 3 - Раздвоение усталостной трещины в стали 25Kh1M1F1 на частоте 0,1 Гц (а) и 1,0 Гц (б) на активной загрузке материала рисунок 3.

Влияние частоты на устойчивость к циклическим трещинам определяется не только изменением скорости нагружения образца, что приводит к сокращению времени раскрытия трещины, но и действием высоких напряжений в его окрестности. Корреляция между сопротивлением деформации и сопротивлением разрушению материала, которая зависит от влияния кинетики повреждения и накопления деформации на макро- и микроуровнях, считается значительной, рисунок 4а. Установлено, что увеличение скорости нагружения с 0,1 до 1 Гц практически не влияет на частоту РУТ в пределах области до  $K_{max} < 38 \text{ МПа}$ . Затем при увеличении  $K_{max}$  в диапазоне 40 - 80 МПа скорость РУТ уменьшается в 2 - 4 раза при частоте нагружения 1 Гц, что особенно заметно

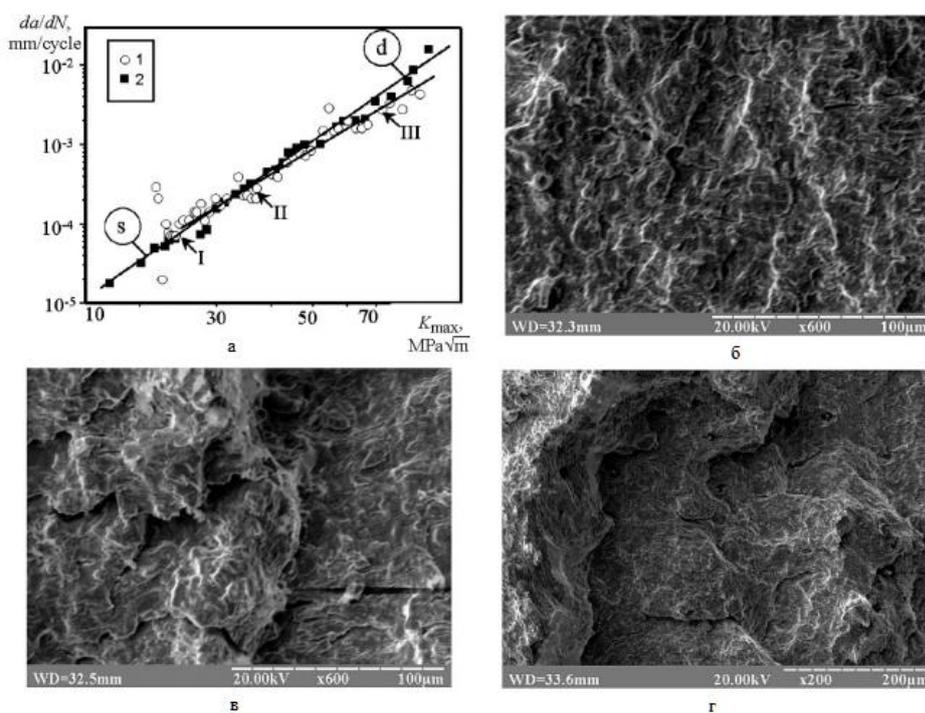


Рисунок 4 - Кинетическая диаграмма усталостного разрушения стали 25Kh1M1F:

а) при частоте нагружения 0,1 (1) и 1,0 Гц (2); б) усталостная канавка I; в) усталостная канавка II; г) усталостная канавка III  
 вблизи области распространения неустойчивой трещины. Микромеханизмы распространения трещин похожи; их углубленный анализ при частоте нагружения 0,1 Гц представлен в предыдущих работах. Микрорельеф разрушения свидетельствует о прочности и пластичности материала. Поверхность разрушения образована гребенчатым рельефом, ориентированным

под углом 90 к направлению распространения трещины, рисунок 4 б - г.

Наблюдается неравномерность роста фронта трещины, что свидетельствует о локализации деформации в определенных областях материала. Вторичные микротрещины, ориентированные поперек направления распространения основной усталостной трещины, наблюдаются на образце разрушения на обеих частотах, в то время как фронт трещины, который встречает больше областей микропластического механизма разрушения и меньше областей микроразрушения в материале, образуется на частота 0,1 Гц. Скорость роста усталостной трещины уменьшается локально во время остановки трещины и влияет на боковую поверхность образцов. Кроме того, локальная бифуркация траектории трещины является более глубокой на частоте 0,1 Гц, что связано с увеличением пластической деформации сдвига вблизи вершины усталостной трещины. Стойкость к растрескиванию стального компонента 25Kh1M1F1 из биметалла. Представляет интерес распространение трещин в неоднородной системе, когда микромеханизмы деформации и разрушения материала заменяют механические неоднородности в биметаллическом образце. Эта замена является следствием изменения напряженно деформированного состояния, которое становится особенно очевидным во время усталостной трещины, приближающейся к границе раздела биматериалов, рисунок 5.

В процессе распространения трещины в стали 25Kh1M1F на расстоянии 1 - 2 мм до границы раздела в материале с более низким пределом текучести (сталь 15Kh13MF) также образуется циклическая зона. Вокруг трещины образуются полосы локализованной пластической деформации, которые первоначально ориентированы под углом 40-50° к оси нагрузки с формой, близкой к прямолинейной. Приближаясь к границе раздела в пределах 1,0 мм, они приобретают изогнутую форму, рисунок 5а. Кроме того, локальная скорость РУТ увеличивается, и трещина распространяется через биматериальную границу раздела, рисунок 5б.

В этом случае наличие хрупкого компонента (сталь 15Kh13MF) снижает трещиностойкость биметаллического образца (в 8,0–10,0 раз) по сравнению с трещиностойкостью монометаллического образца. Под «хрупким» компонентом в биметаллическом образце подразумевается один из двух его компонентов с более низкими упругими и пластическими характеристиками. Предел текучести при смещении стали 15Kh13MF составляет 338 МПа, а

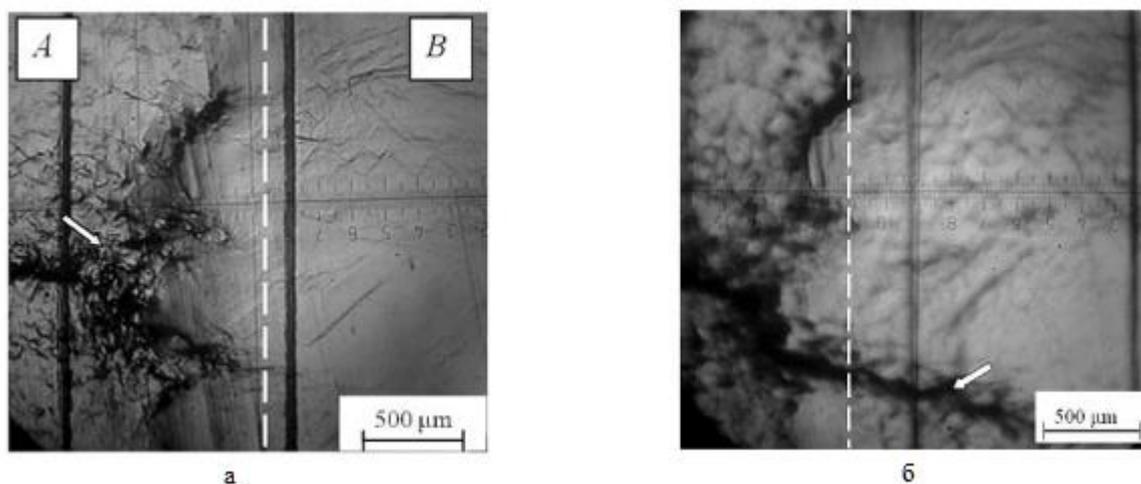


Рисунок 5 - Вершины усталостных трещин (стрелки) стали 25Kh1M1F вблизи границы раздела биматериалов: (а) трещина на расстоянии 0,5 мм от границы раздела; (б) трещина протянулась по границе раздела между биматериальными компонентами, такими как стали 25Kh1M1F (А) и 15Kh13MF (В) (пунктирные линии) предел прочности 456 МПа. Полученные результаты подтверждаются экспериментальными данными, касающимися механизмов роста усталостных трещин в биметаллических роликах для машин непрерывного литья заготовок.

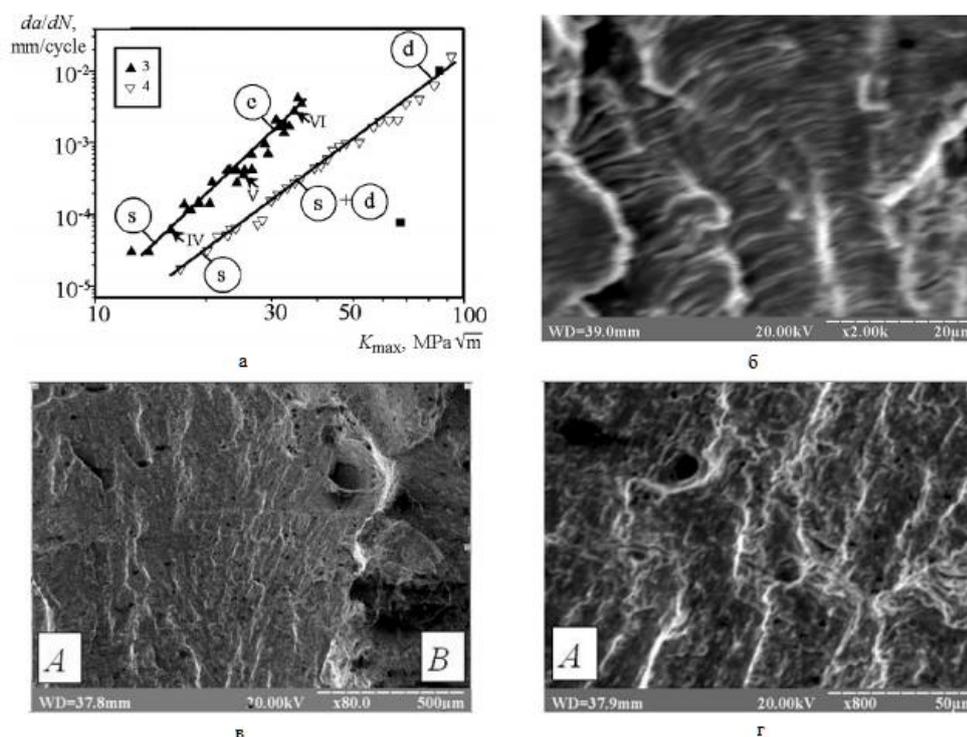


Рисунок 6 - Кинетическая диаграмма усталостного разрушения стали 25Kh1M1F в моно- и биметаллических образцах (а) и фрактографы поверхностей разрушения (б – г): (б) IV; (резюме; (д) VI; s - усталостные канавки; d - разделение ям; с - хРУТкое квазиразрывание)

Влияние границы раздела на механизмы деформации и скорость роста усталостной трещины определяется локальным изменением напряженно деформированного состояния. Существующая неоднородность напряженно деформированного состояния в области интерфейса вызывает экранирующий эффект, локализацию пластичности и усиление повреждения за счет увеличения движущей силы трещины, что приводит к ее распространению по границе раздела. Данный механизм типичен для биметаллов, его физическое происхождение подробно описано в. Обнаруженные макромеханизмы подтверждаются данными фрактографического анализа. Трещина распространяется по усталостному механизму с образованием усталостных канавок, рисунок 6б. Последние ориентированы параллельно плоским граням образца практически по всей зоне распространения основной трещины. Также имеются микротрещины, ориентированные параллельно усталостным канавкам, что свидетельствует об активной бифуркации основной трещины.

Наличие областей расщепления в области распространения основной трещины подтверждает тот факт, что распространение происходит по механизму вязко хрупкого разрушения. При увеличении  $K_{max}$  в диапазоне от 15 до 30 МПа трещина распространяется по механизму разрушения канавки. Интерфейс биматериала четко идентифицирован во фрактографе по изменению механизмов распространения трещин, рисунок 6 в, г. В окрестностях этой трещины наблюдались квазиразрывные участки, что не характерно для высоких значений  $K_{max}$ . С приближением к биметаллической границе раздела усталостные канавки исчезают, однако образуются квазихрупкие зоны сдвига. На границе раздела были обнаружены полосы сдвига с микрополостями, которые украшают микрорельеф трещинного типа. Очевидно, что они рассматриваются как квазистатический компонент усталостного разрушения, который вызывает ускорение РУТ. Корреляция деформационных микромеханизмов боковой поверхности образца с трещиной и анализ поверхности разрушения показывают, что трещина распространяется как хрупкий пластик. Можно утверждать, что образование усталостных канавок на поверхности разрушения и полос локализованной деформации боковой поверхности образца являются двумя сторонами одного процесса. Увеличение скорости роста усталостной трещины способствует формированию микрорельефа в яме и сдвиге, тогда как  $K_{max} 50$  МПа облегчает формирование рельефа с разделительными ямами. Для биметаллических образцов четко прослеживаются микрофрактографические особенности ускорения ФКГ (вблизи границы раздела биметаллов) в области межкристаллического расщепления. Постепенно рост трещины приобретает хрупкопластический характер. Корреляция между макро- и микро скоростью РУТ. Скорость РУТ в монометаллических и биметаллических образцах сравнивали с микроратом, определенным из условия движения трещины по шагу канавки, обнаруженному при определенном значении  $K_{max}$ . Размеры элементов микрорельефа (шаг усталостной канавки и диаметр углублений) измерялись непосредственно с

экрана РЭМ с помощью специальных микрометров с нониусной шкалой. Усредненные результаты измерения, позволяющие оценить механизмы деформации и разрушения материала на разных структурных уровнях. Следует отметить, что микро скорость для обоих типов исследуемых образцов в 2–3 раза меньше, чем макроскорость. В пределах данного диапазона скоростей в биметалле в 4–7 раз выше по сравнению с монометаллическим образцом, тогда как микро скорость в 2–3 раза выше по сравнению с монометаллическим образцом [21].

### 1.3 Механизмы разрушения

Зарождение и распространение трещин являются основными механизмами усталости. Инициирование усталостной трещины на гладкой полированной поверхности в условиях окружающей среды может потребовать почти 90% нанесенных циклов, в то время как распространение трещины может потребовать только оставшиеся 10% циклов. Распределение циклов изменения дефектных образцов с окружающей средой также играет важную роль. Механизмы и модели возникновения и роста трещин в образцах без дефектов в окружающей среде. Возникновение новой трещины в гладких полированных металлах под циклической нагрузкой вызвано необратимым дислокационным движением, приводящим к проникновениям и выдавливаниям. (Дислокация - это дефект в решетке металла, который вызывает скольжение вдоль благоприятно ориентированных кристаллографических плоскостей при приложении напряжения к решетке). Эти дислокации агломерируют в пучки почти перпендикулярно вектору активного Бюргера. (Вектор Бюргера представляет величину и направление скольжения). Локализация деформации происходит, когда рисунок дислокации в нескольких венах или пучках становится локально нестабильным при критическом напряжении или деформации, что приводит к образованию тонких пластин из постоянных полос скольжения (ППС). Последующая деформация в основном сосредоточена в этих

полосах скольжения, поскольку они увеличиваются и заполняют весь объем кристалла. Если ППС удаляются с помощью электрополировки, то при повторном тестировании они обнаруживают, что они реформируются в той же области и становятся постоянными. Вот почему полосы скольжения также называются постоянными полосами скольжения. Они очень мягкие по сравнению с твердым материнским металлом. Механизм образования ППС различен у разных металлов. Например, в одном кристалле ГЦК меди деформация в матрице сочетается с квазиобратимым отклонением винтовых дислокаций в каналах между венами. В более мягких материалах, которые испытывают большие деформации, краевые дислокации выгибаются из стен и пересекают каналы. В поликристаллах ППС обычно встречаются на дождях, которые имеют подходящую ориентацию для возникновения скольжения. На рисунке 2 показана схема скольжения при монотонной и циклической нагрузке. Под монотонной нагрузкой в металле образуются линии скольжения, которые являются острыми и прямыми, и равномерно распределены по каждому зерну. При большом увеличении отдельные линии выглядят как полосы параллельных линий разной высоты.

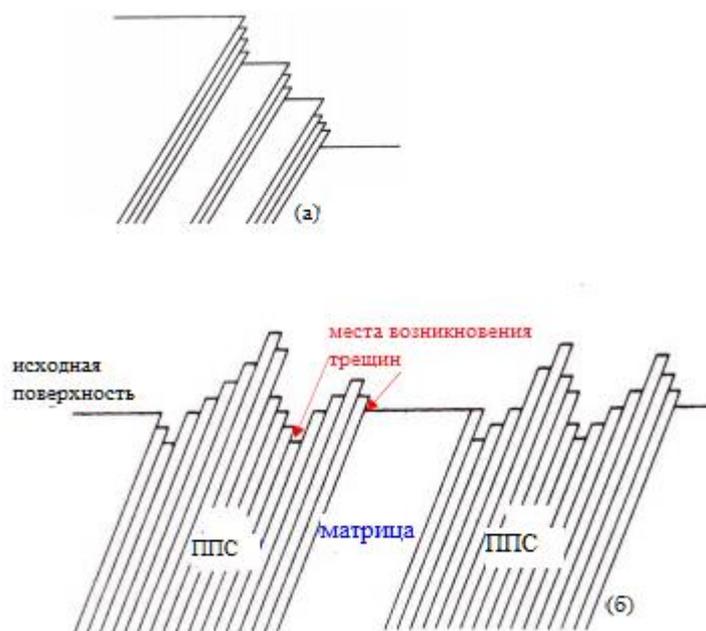


Рисунок 7 - Схема скольжения при (а) монотонной нагрузке и (б) циклической нагрузке

С другой стороны, линии скольжения, возникающие при циклической нагрузке, образуют полосы, которые не обязательно проходят прямо через зерно. Новые тестовые линии образуются рядом со старыми по мере проведения теста. Хотя эти полосы растут и становятся более плотными, между полосами есть области, где не происходит скольжения. Неоднородность на микроскопическом уровне, когда пластическая деформация в пластинках ППС по меньшей мере на порядок выше, чем у металлической матрицы, приводит к образованию трещины на границе раздела ППС и матрицы. Кроме того, по всему интерфейсу матрицы ППС существует высокий градиент деформации из-за того, что ППС имеет более мягкий характер, а матрица - более жесткая. Требование деформационной совместимости на границе раздела приводит к высоким напряжениям сдвига вдоль границы раздела, приводящим к образованию трещин. Иницированию трещины также способствует воздействие окружающей среды. Атмосферный кислород диффундирует в полосы скольжения ППС, тем самым ослабляя их и ускоряя иницирование. С другой стороны, зарождение трещины в инертной среде может быть задержано

на два порядка. Благоприятные места возникновения трещин на микроуровне можно определить следующим образом:

- I. Шаги проскальзывания между возникающими экструзиями ППС и матрицы
- II. На микровырезах у внешних краев
- III. На местах проникновения
- IV. Границы зерна в случае высокой температуры и агрессивная среда

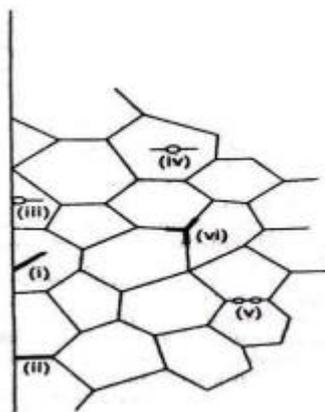


Рисунок 8 - Место начала трещин

Однажды возникшие трещины можно увидеть, на рисунке 8, по следующим категориям в зависимости от их расположения на поверхности зерна:

- I. Трансгранулярный
- II. Межзеренный
- III. Поверхностное включение или пора
- IV. Поверхностное включение или пора
- V. Пустоты на границе зерна
- VI. Трехточечные пересечения границ зерен

Последние два найдены при повышенных температурах. Модели для оценки количества циклов,  $N_i$ , для инициирования трещины трудны для разработки, и срок службы измеряется экспериментально. Новая трещина начинается с поверхности. Во первых, поскольку поверхностные зерна находятся в тесном контакте с атмосферой, таким образом, если окружающая среда является фактором в процессе усталостного повреждения, поверхностные зерна более восприимчивы. Во вторых, поверхностное зерно не полностью поддерживается смежными зернами. Он может пластически деформироваться легче, чем зерно внутри тела, окруженное со всех сторон зернами. Эксперименты были проведены, чтобы доказать эту точку зрения. Если поверхность компонента закалена, металлургически или за счет поверхностного упрочнения, усталостная прочность образца увеличивается в целом. Точно так же любая процедура, которая смягчает поверхность, снижает усталостную прочность. Было показано, что если испытание на усталость останавливается после некоторой доли ожидаемого срока службы образца, когда тонкий слой металла удаляется с поверхности образца, и испытание возобновляется с тем же уровнем напряжения, общий срок службы образца увеличивается. Поскольку при зарождении трещины расходуется большое количество циклов утомления, удаление поверхностного слоя с частыми интервалами повышает уровень усталостного ресурса.

Новая трещина начинается с поверхности. Во первых, поскольку поверхностные зерна находятся в тесном контакте с атмосферой, таким образом, если окружающая среда является фактором в процессе усталостного повреждения, поверхностные зерна более восприимчивы. Во вторых, поверхностное зерно не полностью поддерживается смежными зернами. Он может пластически деформироваться легче, чем зерно внутри тела, окруженное со всех сторон зернами. Эксперименты были проведены, чтобы доказать эту точку зрения. Если поверхность компонента закалена, металлургически или за счет поверхностного упрочнения, усталостная прочность образца

увеличивается в целом. Точно так же любая процедура, которая смягчает поверхность, снижает усталостную прочность. Было показано, что если испытание на усталость останавливается после некоторой доли ожидаемого срока службы образца, когда тонкий слой металла удаляется с поверхности образца, и испытание возобновляется с тем же уровнем напряжения, общий срок службы образца увеличивается. Поскольку при зарождении трещины расходуется большое количество циклов утомления, удаление поверхностного слоя с частыми интервалами повышает уровень усталостного ресурса. Поскольку уровни закрытия трещин не являются стабильными в небольших трещинах, они не могут быть рассмотрены с принципами механики сплошной среды длинная трещина, которая имеет стабильное закрытие и может быть обработана механикой сплошной среды. Поскольку механизм роста и скорость распространения трещины различаются в зависимости от ее размера, важно определить трещину в зависимости от ее размера в порядке возрастания:

- I. Металлургическая или микроструктурно малая трещина, которая мала по сравнению с металлургической переменной, такая как размер зерна. На такую трещину сильно влияет микроструктура металла, и ее рост останавливается на микроструктурных барьерах, если уровень приложенного напряжения ниже предела усталости металла. Размер этой трещины обычно составляет порядка 1 зерна. Скорость его роста уменьшается с увеличением длины.
- II. Физически небольшая трещина, в которой сопротивление росту трещин микроструктурными барьерами усредняется, но оно недостаточно длинное, чтобы называться длинной трещиной. Длина физически небольшой трещины составляет порядка 3-4 зерен. Такая трещина также задерживается на микроструктурных барьерах, если уровень напряжения ниже предела усталости, но имеет другие характеристики по сравнению с длинной трещиной. Он растет при пороговом значении  $K$  ниже, чем у длинной трещины, и распространяется с более высокой скоростью, чем длинная

трещина при том же значении  $K$ . Как и в микроструктурной мелкой трещине, скорость ее роста также уменьшается с увеличением длины в каждом последующем зерне. Знание металлургических и физически мелких трещин необходимо с практической точки зрения, поскольку оно указывает на размер дефекта или трещины, которые могут быть допущены в процессе производства. Поскольку уровни закрытия трещин не являются стабильными в небольших трещинах, они не могут быть рассмотрены с принципами механики сплошной среды

III. Длинная трещина, которая имеет стабильное закрытие и может быть обработана механикой сплошной среды.

Отношение пластической зоны к общему размеру небольшой трещины намного больше, чем длинная трещина при той же величине приложенного  $\Delta K$ . Поэтому на мелкую трещину сильно влияет пластичность кончика трещины. Он растет за счет необратимой пластической деформации на острие в плоскости скольжения вдоль направления скольжения. Вторжение формируется из-за относительного смещения полосы скольжения и вышеупомянутой полосы из-за изменения напряжения сдвига. В следующем прикладном цикле дислокации на плоскости производят большее смещение. Противоположная деформация приводит к тому, что плоскости скольжения выше и ниже действуют, что приводит к тому, что проникновение в конечном итоге увеличивается и образует трещину порядка нескольких микрометров. Рост трещины находится в небольших целых кратных вектора Бергера. Величина локальной циклической пластической деформации перед вершиной трещины является мерой движущей силы. Когда трещина приближается к микроструктурному барьеру, первичное скольжение становится несовместимым с соседними зернами, и экранирование микроструктурного кончика трещины замедляет рост трещины. В результате первичная пластическая зона также уменьшается, что приводит к перераспределению пластичности. При этом образуется система вторичного скольжения, и трещина отклоняется от первоначального пути, что приводит к

разветвлению трещины. Система вторичного скольжения играет важную роль в увеличении раскрытия трещины и продвижении трещины через микроструктурную границу. Как только траектория трещины изменяется, закрытие, вызванное шероховатостью, смешанным скольжением и несоответствием между неровностями поверхности трещины снова уменьшает движущую силу трещины и скорость роста. Модели, описывающие порог и поведение малых трещин, основаны на микроструктуре. Два различных механизма, а именно пластическое скольжение и накопление повреждений на вершине трещины, описывают длительный рост трещины в режимах с высоким и низким циклами соответственно. Механизм пластического скольжения в режиме высоких циклов, предложенный Лэйрдом и Смитом [20], также известен как модель пластического затупления, представляющая собой схему раскрытия, затупления и продвижения трещины в этой модели. Можно видеть, что при приложении растягивающей нагрузки сильно локализованная пластическая деформация происходит вдоль плоскостей скольжения с максимальным напряжением сдвига. При дальнейшем увеличении нагрузки ширина полосы скольжения увеличивается, и кончик трещины притупляется до полукруглой формы. В результате притупления трещина расширяется примерно до половины смещения отверстия вершины трещины. Во время сжимающей нагрузки направление скольжения меняется на противоположное, и вертикальное расстояние между поверхностями трещин уменьшается. Новая поверхность, создаваемая при растягивающей нагрузке, частично складывается путем продольного изгиба на конце. При максимальном сжимающем напряжении кончик трещины снова острый, что способствует дальнейшему росту трещины. В режиме низкого цикла механизм роста трещины основан на накоплении повреждений в зоне процесса. Трещина проходит через зону, когда накоплено достаточное количество повреждений [13].

Поверхность, разрушенная усталостью, характеризуется двумя типами маркировки, называемыми пляжными отметками и бороздками. Обе эти

особенности указывают положение кончика трещины в некоторый момент времени и выглядят как концентрические выступы, которые расширяются от трещины сайт инициации часто в круговой или полукруглой форме. Пляжные отметки (иногда также называемые отметинами раскладушки) имеют макроскопические размеры и могут наблюдаться при невооруженный глаз. Эти маркировки обнаруживаются в компонентах, которые испытывают прерывистое распространение трещин, например машина, которая работает только в обычные рабочие часы. Каждая полоса пляжного знака представляет период времени, в течение которого происходит рост трещины. С другой стороны, усталостные страты имеют микроскопические размеры и могут быть просмотрены с помощью электронного микроскопа. Полоска является частью пляжной отметки и представляет собой расстояние, на которое продвигается трещина в течение одного цикла нагрузки. Ширина бороздок увеличивается с увеличением диапазона напряжений и наоборот. Хотя и пляжные отметки, и полосы имеют сходный вид, тем не менее они различаются как по происхождению, так и по размеру. В пределах одного пляжного знака могут быть буквально тысячи полос. Наличие пляжных пятен и бороздок на разрушенной поверхности подтверждает усталость как причину разрушения. В то же время отсутствие одного или обоих факторов не исключает усталости как причины отказа [5].

В данной главе описаны механизмы усталостного разрушения. Рассмотренные понятия усталости, а также факторы влияющие на это показали, что данный вопрос, не смотря на то, что им занимаются уже долгие годы, остаётся ещё плохо изученным и нуждается в дополнительных экспериментах и исследованиях.

## 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Исследуемые материалы и оборудование

В качестве материалов для исследования были выбраны низколегированная сталь 40Х и среднелегированная сталь 38Х2Н2МА.

Таблица 1 - Химический состав образцов

Сталь	Массовая доля элементов, %					
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>
40Х	0.36-0.44	0.17-0.37	0.50-0.80	0.80-1.10	—	—
38Х2Н2МА	0.33-0.40	0.17-0.37	0.25-0.50	1.30-1.70	1.30-1.70	0.20-0.30

Таблица 2 - Механические свойства исследуемых сталей

Сталь	<i>HRC</i>	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
40Х	42	1481	1398	7
38Х2Н2МА	34	1367	1257	13

Исследование кинетики усталостного разрушения образцов призматической формы, размером 10x15x80 мм, с 2-мя концентраторами напряжения U-образным (R=3 мм) и V-образным (R=0,2 мм) проводились при T=20°C,  $\nu=10$  Гц, R=0,1 и  $\Delta P$  равным 7000, 8000 и 9000Н по схеме трехточечного изгиба согласно ГОСТ 25.506-85 [3], также перед испытанием образцы подвергали закалке в масле и среднему отпуску (400°C).

Испытания проводились по следующей методике:

1. Подготовка призматических образцов
2. Фиксируют образцы в установке Instron 8802
3. Закрепляют на образцах датчики для снятия данных
4. Проводят испытание усталостного разрушения
5. Анализируют полученные результаты

### 2.1.1 Испытательная машина Instron 8802:

Представляет собой компактную сервогидравлическую систему для испытания на усталость, которая отвечает сложным требованиям различных статических и требования к динамическому тестированию. Системы 8802 (рис 9) предоставляют комплексные решения для тестирования, чтобы удовлетворить потребности передовых испытания материалов и компонентов и идеально подходят для испытаний на усталость и механику разрушения. Компактный дизайн. Каркас 8802 делает его идеальным для установки в любой лабораторной среде, как правило, без необходимости в усиленных полах или высота поднятого потолка.

Функции:

- Усилие сервогидравлического привода двойного действия до  $\pm 250$  кН
- Высокопрочная, точно выровненная несущая рама с двумя колоннами и привод в нижнем основании или верхней траверсе 150 мм рабочего хода
- Предназначен для динамических и статических испытаний на различных материалах и компонентов
- Выбор гидравлической конфигурации и динамических характеристик в соответствии с приложением дополнительных рамок для тестирования длинных строк
- Регулируемая верхняя траверса с гидравлическими подъемниками и замками, установленными как стандарт для легкой регулировки дневного света
- Patented<sup>1</sup>, усовершенствованная технология датчиков нагрузки Dynacell для более быстрого тестирования и уменьшение инерционных ошибок
- Напольная сервогидравлическая система испытаний на усталость - требуется рама менее 1,2 м<sup>2</sup> жилой площади
- Гидростатические подшипниковые приводы для более высокого сопротивления боковой нагрузке или критические материалы, такие как усталость с низким циклом (LCF)

- Предназначены для использования с гидравлическими силовыми агрегатами серии 3520
- Совместим с большим диапазоном захватов, светильников, камер, видео
- Экстензометры, защитные экраны и другие аксессуары
- Запатентованный алгоритм настройки, основанный на жесткости, который позволяет пользователям настраиваться множество образцов в считанные секунды



Рисунок 9 - Испытательная машина Instron 8802

Instron 8802 поставляется с цифровым контроллером 8800MT, который обеспечивает полный контроль системы, включая такие функции, как жесткость на основе настройка, защита образца от амплитуды, разрешение 19 бит по полный спектр преобразователей и технология адаптивного управления. Это также позволяет доступ к программному обеспечению для динамического тестирования WaveMatrix 2, BluehillUniversal. Например, ПО WaveMatrix 2 представляет из себя улучшенную версию WaveMatrix, которая разрабатывается

уже более 15 лет и всегда продолжает совершенствоваться. С его помощью можно проводить как простые статические линейные измерения, так и сложные многоэтапные многоосевые испытания. Интуитивно понятно настраиваемая рабочая среда для проведения тестов в реальном времени, с интегрированными табличными экранами, структурными меню внушают доверие пользователям, которые пользуются этим софтом (рис. 10).



Рисунок 10 - Интерфейс WaveMatrix 2

Также есть интеллектуальные функции для тестирования на усталость, например сокращение объема данных и встроенная организация проекта предназначенная для упрощения тестирования. Особенности WaveMatrix 2:

- Поддержка всех осей управления Instron 8800 и каналов кондиционирования датчиков
- Максимум 24 канала управления или сбора
- Контроль или получение температуры с устройства Eurotherm 2408CC или 3200CC
- Возможность межблочного перехода 1 мс от одного шага в последовательности к следующему
- Функция мониторинга тренда - изменение максимума, минимума, среднего значения или амплитуды по сравнению с заданным пользователем эталонным циклом может использоваться для контроля потока теста или

окончания теста - управление амплитудой для исправления пиковых ошибок в циклическом сигнале

- Поддерживаемые типы сигналов; синус, треугольник, квадрат, удержание, линейное изменение, трапеция, пользовательские файлы точек поворота и воспроизведение образцов данных
- Управление смешанным режимом на циклических сигналах
- Пользовательские события, чтобы контролировать ход теста
- Возможность автоматической балансировки экстензометров и полученных каналов положения на любой стадии теста
- До четырех графиков в реальном времени; XY, двойной Y, тренд, многоканальный, самописец
- Одиночный и вложенный цикл шагов
- Расширенное сокращение данных; либо по времени, либо по изменению значения канала.
- Обширная регистрация данных; данные за цикл (макс / мин / амплитуда / средний уровень), данные полного гистерезиса или оба вместе взятые; в линейном, логарифмическом, изменении значения или определенных пользователем интервалов
- Хранение данных на компьютерном диске в формате ASCII CSV
- Возможность приостановить и возобновить тестирование, немедленно или в какой-то момент в будущем
- Управление цифровыми и аналоговыми выходами
- Форма волны запускает и останавливает огибающую
- Отображение пиков и трендов в реальном времени
- Может быть расширен с помощью модулей «Расчеты» (D1) или «Расширенное управление» (E1)
- Комплект электронных руководств в формате PDF
- Доступно на английском, французском, немецком или японском

## 2.1.2 Испытательная машина H50KT

Универсальные электромеханические испытательные машины Tinius Olsen предназначены для проведения статических испытаний на растяжение, сжатие, изгиб, сдвиг, прокол, адгезию путем прямого измерения силы в соответствии с широким спектром стандартов на испытания, среди которых: ASTM E4, EN 10002-2, BS 1610, DIN 51221, ISO 7500-1, ASTM E83, EN 10002-4, BS 3846, ISO 9513, ГОСТ 28840, ГОСТ 14019 и различные другие ГОСТы, европейские и американские стандарты, подходящие под технические возможности модели [4]. Возможность проведения испытаний для таких материалов как металл, пластмассы, композиты, резины, пленки, бумага и других.

Управление машиной осуществляется с компьютера с предустановленным русифицированным программным обеспечением (ПО) Horizon, от проводного или беспроводного пульта управления. Проводной пульт имеет кнопочное управление испытательной машиной и идеально подходит для операторов, работающих в перчатках. Цифровой дисплей пульта отображает данные измерительных каналов испытательной машины. Беспроводной пульт управления, подключаемый по Bluetooth к испытательной машине, оснащен сенсорным экраном и позволяет настраивать и следить за проведением испытания. Полученные численные результаты отображаются на экране. Пульт имеет встроенную камеру 8Мп и возможность дополнительного беспроводного подключения к Интернету. Программно-аппаратный комплекс с предустановленным русифицированным ПО Horizon, в основные возможности которого входит:

- Полное управление функциями машины через персональный компьютер.
- Виртуальный пульт управления УИМ, позволяющий управлять машиной только с монитора посредством touch screen.
- Возможность одновременного управления несколькими УИМ с одного персонального компьютера.

- Возможность обеспечения отображения в реальном времени не менее 5 графиков в любых соотношениях координат.
- Возможность бесступенчатого задания скорости, задания нескольких скоростей во время проведения испытания на растяжение (или сжатие), в том числе таких скоростей как: ед. длины/ед. времени (например: мм/мин и т.д.); напряжение на образце/ед. времени (например: МПа/мин); изменение деформации образца/ед. времени (например: %/мин или м/м/мин или см/см/мин).
- Обработку результатов испытаний и статистический анализ.
- Структурированная оболочка базы для хранения результатов с функциями поиска и сортировки.
- Импорт и экспорт данных в формате pdf, ASCII, XML, IDS; ПО должно позволять автоматически передавать данные во внешнюю сеть или программу.
- Возможность написания пользователем любых формул (генератор формул) и создания собственных результатов, генерирование собственных метод-шаблонов в соответствии с российскими и международными стандартами испытаний.
- Генератор отчетов. Позволяет создавать полностью персонифицированный отчет с любым расположением графиков, результатов испытаний, логотипов, заголовков, а также любых других данных.
- Подключение любых внешних устройств по RS232 и USB.
- Возможность одновременного подключения и проведения испытаний на других машинах (универсальные испытательные машины, маятниковые копры, термо-крио-камер, муфельных печей и т.д.).

Таблица 3 - Технические характеристики Н50КТ

Тип конструкции	Настольная двухколонная
Наибольшая предельная нагрузка в режиме растяжения/сжатия	50кН (5000кг)
Погрешность измерения нагрузки	$\pm 0,1\%$ в диапазоне 0,2-100% от номинальной емкости используемого силоизмерительного датчика
Разрешающая способность силоизмерительной системы	1/8388608 от емкости используемого силоизмерительного датчика. Соответствует EN10002, ASTM E4, DIN 51221, ISO 75001
Жесткость рамы	100 кН/мм
Погрешность системы измерения перемещения траверсы/деформации образца	0,01 мм
Разрешающая способность системы измерения перемещения траверсы/деформации образца	0,001 мм
Диапазон скоростей рабочего хода траверсы	От 0,001 - 1000 мм/мин (до 25кН) и 0,001 - 500 мм/мин (до 50кН).
Скорость авто-возврата	0,001 - 1000 мм/мин.
Погрешность скорости хода траверсы	$\pm 0,005\%$ от установленной.
Максимальные траверсы	1100 мм (без оснастки).
Наибольший диаметр образца/оснастки	405 мм
Габариты	1625x736x508 мм (настольный вариант); *Высота рамы нагружения может быть увеличена на величину до 400 мм для увеличения зоны испытаний.
Масса	130кг
Напряжения питания	220/240В, 50/60 Гц, 1 фаза
Управление	Управление от персонального компьютера с предустановленным

	русифицированным программным обеспечением Horizon; от проводного или беспроводного пульта управления.
--	---

### 2.1.3 Твердомер ТН300

Автоматизированный стационарный твердомер по Роквеллу ТН-300 (рис. 11) специализирован для определения твердости жестких сплавов, закаленных и не закаленных сталей. Содержит удлиненную нагружающую долю, которая разрешает проведение проверки в недоступных пространствах. Твердомер ТН-300 обладает высокой точностью и повторяемостью результатов, широким диапазоном измерений и удобством в эксплуатации и обслуживании. Твердомер ТН-300 может найти свое применение в лабораториях металлургических и машиностроительных предприятий, а также в лабораториях научно-исследовательских институтов, занимающихся исследованиями твердости металлов.



Рисунок 11 - Твердомер ТН-300

Таблица 4 - Технические характеристики ТН-300

Шкалы измерения	А, В, С и т.д. по Роквеллу
Дискретность индикации	0,1 единицы Роквелла
Предварительная нагрузка	98,1Н (10кг)
Предельная нагрузка	588,4Н (60кг); 980,7 (100кг); 1471 (150кг)
Тип дисплея	Матричный ЖКИ со светодиодной подсветкой
Языки интерфейса	Китайский, английский, французский, немецкий
Работа с прибором	С помощью меню и мембранной клавиатуры
Процесс измерения	Автоматический
Время выдержки под нагрузкой	2-50с, задаётся пользователем, отображается на дисплее и сохраняется в памяти прибора
Выполняемые функции	Задание верхней/нижней границ измерений со звуковой сигнализацией. Статистическая обработка итогов: расчёт малого, среднего и предельного значений. Преобразование результатов по шкалам Виккерса, Бринелля, поправка на кривизну цилиндрической и шаровидной поверхностей
Вывод результатов измерений	Через порт RS-232
Соответствие требованиям стандартов	ISO 6508.2, ASTM E-18
Рабочее пространство	По вертикали: 250мм По горизонтали: 150мм
Размер измеряемой детали	Наружная поверхность цилиндра: минимум 3мм. Внутренняя поверхность цилиндра: минимум 23мм
Электрическое питание	220 В
Габаритные размеры	715x225x790 мм
Масса	100кг

## **2.2 Методики исследования структуры сталей и методики механических испытаний при разрушении**

Существует много способов исследования структуры сталей, однако далее пойдет речь именно о тех которые полезны в разработке современных сталей. Ещё с 1967г пытались связать свойства бейнита с его микроструктурой, с помощью использования электронной микроскопии. Когда

Остановимся на некоторых методах исследования структуры, которые полезны при разработке современных высокопрочных сталей. По крайней мере с 1967 г. предпринимались попытки связать свойства бейнита с его микроструктурой, с использованием электронной микроскопии. При ускоренном охлаждении в структуре обычно наблюдается смесь квазиполигонального феррита, зернистого и верхнего бейнита, нижнего бейнита. Эти структуры по-разному выглядят при исследовании с помощью оптического микроскопа, но это мало помогает в понимании связей «структура-свойства», поэтому структура должна изучаться с применением электронной микроскопии. Наиболее эффективный метод — просвечивающая электронная микроскопия тонких фольг. Однако с момента появления этой очень сложной задачи удалось получить в основном качественные оценки. За последние десятилетия для исследования бейнита были успешно использованы сканирующий электронный микроскоп с полевой эмиссией с использованием методики EBSD (Electron Backscatter Diffraction). Высокое разрешение, микротекстура, разориентировка границ и анализ изображений были добавлены к обычно используемым представлениям о размере и визуальном отображении для описания структуры. Основной задачей этих работ было определить размер эффективного зерна феррита или другие характеристики структуры, которые могут объяснить высокую прочность и вязкость этих сталей.

Еще один способ охарактеризовать сложную микроструктуру после термомеханической прокатки и ускоренного охлаждения и попытаться

количественно разделить структурные составляющие, это способ с использованием анализа изображений системы EBSD-IQ (Electron Backscatter Diffraction — Image Quality) — метод, который стал недавно использоваться для анализа микроструктуры современных сталей. Так, как и элементы, образующие твердый раствор (C и N), и дислокации, а также выделяющиеся фазы могут участвовать в деформации решетки, методика EBSD-IQ для понимания формирования прочности бейнита и мартенсита становится весьма перспективной. По методике EBSD-IQ, как только влияние поверхности образца и стабильности луча исключается, форма конечных дифракционных пиков, получаемых от линий Кикучи, измеряется, преобразуется и количественно оценивается. Недавняя работа, использующая методику EBSD-IQ, показала, что многофазные микроструктуры могут быть охарактеризованы и количественно измерены с использованием этого метода. Данные EBSD-IQ первично обрабатываются и затем графически отображаются с использованием программного продукта Multi-Peak Software. Итоговые графики показывают спектр из нескольких пиков, где высота пика пропорциональна объемной доле структурных составляющих, а положение на оси абсцисс связано с уровнем искажения решетки. Методику EBSD-IQ можно представить следующим образом: разориентировка — картирование — гистограмма разориентировок, IQ — характеристика качества решетки (отсекаются качество луча и качество поверхности), т.е. имеется возможность получения информации о совершенстве решетки. Далее получается спектр, который разделяется на пять составляющих.

Методы исследования материалов при помощи локального нагружения условно разделяют на микроиндентирование (МИ), макроиндентирование (МА) и наноиндентирование (НИ), и в основном ориентируются, на типичные размеры испытываемой области. Границы между областями весьма условны. Стандарт ISO 14577 выделяет в подобных испытаниях три диапазона [18]:

- Макро:  $P$  — (2-30 000) Н;
- Микро:  $P \leq 2\text{Н}$ ;  $h \geq 20$  нм;

➤ Нано:  $h \leq 20 \text{ нм}$ ,

Где  $P$  — сила вдавливания индентора,  $h$  — глубина отпечатка. Приведенные аспекты очень формальны, потому что не имеют каких-то принципиальных причин. С физиологической физической точки зрения НИ возможно отнести к подобной истории, когда резонанс на локальную нагрузку обоснован маленькой пластической деструкцией на фоне большущий упругой.

Увеличение нагрузки вызывает важную пластическую деструкцию, искажающую фон упругих напряжений под индентором. В данном случае нужен одновременный учет и упругой, и пластической деструкции под контактной площадкой, потому что их лепта в совместную деструкцию делается сравнимым. Как правило это соответствует глубине погружения индентора 0,1-10 мкм. Похожие проверки именуют микроиндентированием, но они имеют все шансы быть исполнены с поддержкой большинства наноиндентометров. При  $P \geq 1 \text{ Н}$  и  $h \geq 10 \text{ мкм}$  возникает макроотпечаток в поперечнике порядка 1 мм, который анализируют традиционными методами. Современный просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) является одним из наиболее дорогостоящих типов научного оборудования. При этом объем исследованного материала за все время существования метода не превысил  $1 \text{ мм}^3$ . Несмотря на это, ПЭМ является наиболее эффективным методом структурных исследований материалов. Прогресс последних лет в исследованиях связан не только с разработкой новых микроскопов, таких как микроскопы с автоэлектронной эмиссионной пушкой, но и новых методов приготовления тонких фольг, и компьютерного моделирования изображений высокого разрешения. Схема строения современного электронного микроскопа приведена на рисунке 12. Основные технические параметры такого микроскопа: ускоряющее напряжение до 300 кВ; разрешение по точкам — 0,17 нм; разрешение по линиям — 0,1 нм; диапазон увеличений от  $\times 50$  до  $\times 1\,500\,000$ .

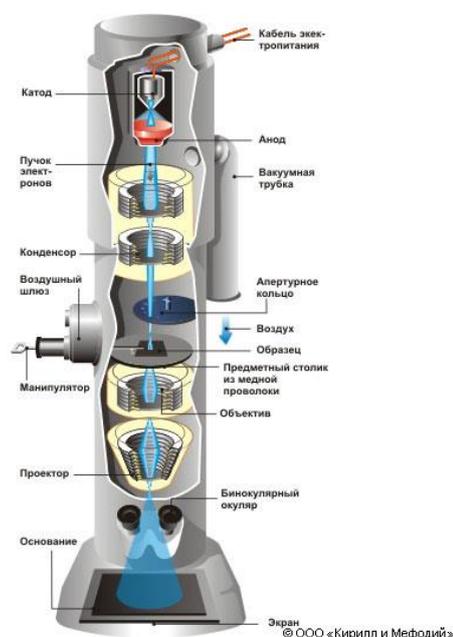


Рисунок 12 - Схема строения электронного микроскопа

Способности способа важно расширяются с внедрением аналитической электрической микроскопии, объединяющей оригинальные способности изображения высочайшего разрешения и хим. анализа (рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии и спектроскопии энергетических утрат электронов) с локальностью 1 нм. Современный просвечивающий микроскоп способен объединять работу множества дополнительных устройств, таких как высокочувствительное сканирование электронным пучком (STEM), система анализа потерь энергий электронов (EELS), энергодисперсионный спектрометр рентгеновского излучения, система анализа дифракции нанопучка (NBD), обеспечивающих простой способ сбора целого комплекса данных. Все функции основного блока, включая управление инструментарием и отображением информации — автоматизированы, что значительно повышает удобство использования.

Система построения трехмерных изображений — система томографии. Она последовательно, слой за слоем снимает изображения объемного образца, а затем, с помощью компьютерной программы воссоздает трехмерное изображение, с возможностью обзора с разных сторон. При металлографических исследованиях стали можно выделить две

проблемные области:

1) Выявление границ исходных аустенитных зерен требует заметных усилий и исследований, зависящих от химического состава, термообработки и других часто неизвестных факторов. В принципе различают два основных метода для выявления границ аустенитных зерен: прямое наблюдение аустенита в  $\gamma$ -области с помощью высокотемпературного микроскопа; металлографические методики для выявления границ зерен при комнатной температуре.

2) Идентификация фаз в многофазных структурах, которая часто становится возможной с помощью цветной металлографии. Двухфазные, TRIP, многофазные стали состоят из структур ферритно-мартенситных, ферритно-бейнитно-мартенситных с остаточным аустенитом, ферритно-бейнитно-мартенситных, соответственно. Все эти структурные составляющие критичны для формирования свойств, поэтому требуется четкая их идентификация.

При травлении реактивом Le Pera феррит, бейнит, мартенсит и остаточный аустенит окрашиваются в желтый, голубой, коричневый и белый цвета, соответственно. В работе использовали для травления раствор, полученный путем смешивания водного раствора  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  и 4% раствора пикриновой кислоты и получили зеленый, коричневый и белый цвета для феррита, бейнита и мартенсита/остаточного аустенита, соответственно. В работе разработали двухступенчатое травление: на первой стадии пикраль выявляет бейнит и мартенсит/остаточный аустенит без какой-либо дифференциации мартенсита и аустенита. Вторая стадия — травление в растворе  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  оставляет без воздействия мартенсит и аустенит. Окончательная микроструктура показывает мартенсит в соломенно-желтом цвете и, таким образом, он может быть идентифицирован отдельно от аустенита [22].

Выявление границ аустенитных зерен стали (ЭШП) состава, %: Fe - 0,39C - 2,96Ni - 1,16Cr - 0,57Mo - 0,26Mn - 0,28Si - 0,002P - 0,005S. Подготовка образца: обычная шлифовка и полировка были выполнены с использованием

алмазной пасты (1 мкм). После окончательной полировки образец был нагрет до потемнения поверхности. Затем он был промыт дистиллированной водой и очищен смоченной в мыльном растворе тканью, а также промыт этанолом. Образец затем был осушен потоком теплого воздуха [1].

Образец, удерживаемый в вертикальном положении с помощью маленьких щипцов, немедленно погружали в раствор. Непрерывные покачивания проводили в течение всего периода травления, который изменялся от 15 до 30 с. После завершения травления поверхность образца была немедленно промыта этанолом и просушена в потоке холодного воздуха. На рис. 6.64 показано выявление границ зерен аустенита с помощью разработанной методики.

Цветное травление состава стали, %: Fe - 0,35C - 1,10Cr - 0,23Mo - 0,52Mn - 0,36Si - 0,014P - 0,006S. Режим термической обработки был разработан для получения многофазной равноосной ферритно-бейнитно-мартенситной структуры. Обычная шлифовка и полировка образца были выполнены с использованием алмазной пасты (1 мкм). После окончательной полировки образец был промыт дистиллированной водой, а также этанолом; затем был осушен потоком теплого воздуха. Эта операция должна быть повторена несколько раз для уничтожения следов включений от последней полировки. Образец, удерживаемый в вертикальном положении с помощью маленьких щипцов, немедленно погружали в раствор. Непрерывные покачивания проводили в течение всего периода травления, который изменялся от 50 до 150 с. После завершения травления поверхность образца была немедленно промыта этанолом и просушена в потоке холодного воздуха [9].

При цветном травлении наблюдали феррит, бейнит и мартенсит — частицы голубого, коричневого и белого цветов соответственно. Измерения микротвердости подтвердили результаты травления. В некоторых случаях необходимо изменить количество смешиваемых растворов. Если все фазы кажутся голубыми, то требуется добавить немного пикраля.

Углерод, кремний и молибден имеют существенное влияние на цвет феррита и бейнита. Более того, металлографическая оценка выявляет, что при снижении содержания кремния и углерода цвет феррита переходит от голубого к коричневому [8].

Образцы низкоуглеродистой стали с ферритно-бейнитной (с участками МА) структурой были протравлены в реактиве Le Pera. Вначале образцы были отполированы с использованием алмазной пасты (1 мкм), после промывки они были погружены на 10-20 с в свежеприготовленный раствор, представляющий собой смесь двух растворов (1:1): 1 г  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  в 100 мл дистиллированной воды и 4 г пикриновой кислоты в 100 мл этилового спирта.

Металлография долго рассматривалась как комбинация науки и искусства, поскольку в литературе часто не давали детального описания подготовки образцов для выявления структуры. Информация о методике травления представлена в технической литературе фрагментарно. Реактив Маршалла может заменять пикриновую кислоту, границы бывших аустенитных зерен стали (ASTM 508) после закалки и отпуска могут быть выявлены путем многократного травления и полировки с использованием как модифицированного реактива Уинстеда (2 г пикриновой кислоты, 10 мл этилового спирта, 200мл  $\text{H}_2\text{O}$ , 5 мл 40%-ного натрий-тридецилбензолсульфата, 5 капель  $\text{HCl}$ ) или модифицированного реактива Маршалла (1 мл  $\text{HF}$ /100 мл раствора). Следует отметить, что выявление исходных границ аустенитных зерен весьма сложная процедура, чувствительная к исходному состоянию, температуре реактива и времени травления.

Для выявления границ аустенитных зерен в работе предложена следующая методика: образец из стали, содержащей 0,04% С, 1,57% Мn, Сu, Ni, Мо, Nb, Ti, после аустенитизации охлаждали в межкритический интервал для декорирования границ ферритом, выдерживали до 10 с, затем закаливали и проводили стандартное травление в пикриновой кислоте [10].

В данной главе была подробно расписана методика проведения

усталостных испытаний, а также необходимое для этого оборудование. Как видно испытания проводятся согласно разработанному ГОСТу и далее проводится анализ полученных данных. Также разобраны методы исследования структуры, которые помогают в изучении роста и распространения трещин.

### 3 РЕЗУЛЬТАТЫ

После термической обработки сталь 40Х имеет структуру сорбит; сталь 38Х2Н2МА – игольчатый троостит (рис. 13 а, б). При этом, сталь 40Х обладает более высокой твердостью и прочностными свойствами при растяжении, однако, более низкой пластичностью по сравнению со сталью 38Х2Н2МА.

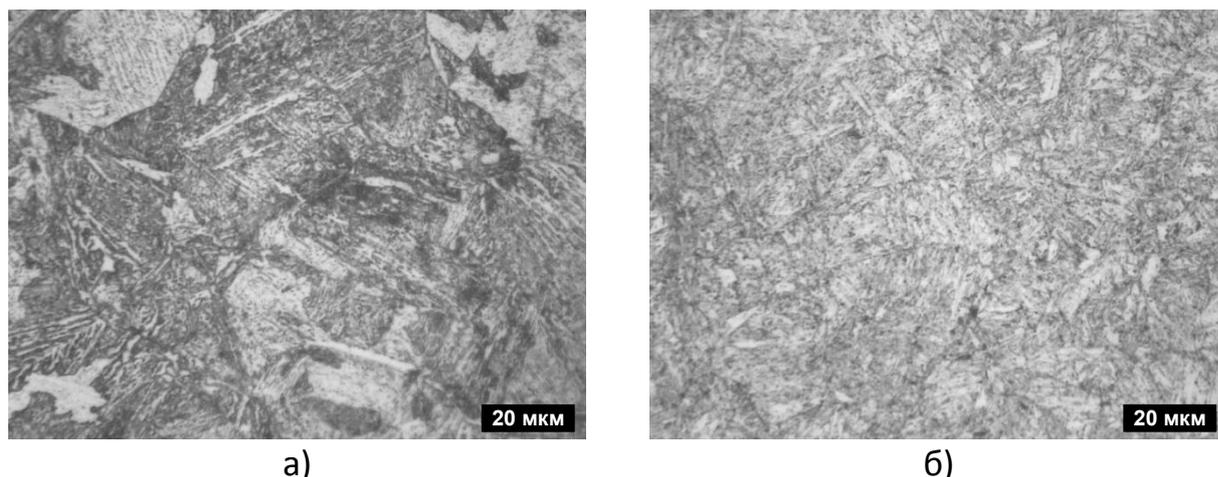


Рисунок 13 - Микроструктура сталей 40Х (а) и 38Х2Н2МА (б) после термической обработки. Увеличение: x1000

Результаты усталостных испытаний показали, что количество циклов до зарождения усталостной трещины ( $N_3$ ) во всех образцах возрастает с увеличением общей долговечности образцов ( $N$ ). Причем, как видно из рисунка 14 а, количество циклов  $N_3$  для стали 40Х сильно зависит от формы концентратора напряжения в образцах. В процентном отношении значение  $N_3$  для образцов из стали 40Х с V-образным концентратором составляет 18-21 % от общей долговечности образцов, а с U-образным концентратором напряжения – примерно 70 %. Для образцов из стали 38Х2Н2МА с U-образным концентратором напряжения  $N_3$  составляет примерно 80 % от общей долговечности образцов.

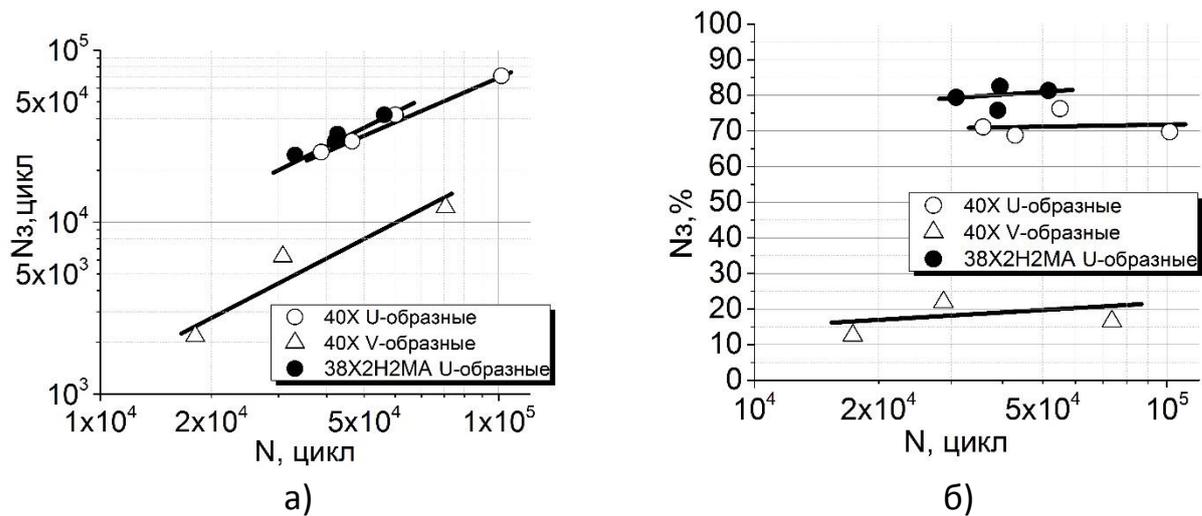


Рисунок 14 - Зависимость количества циклов до зарождения усталостной трещины ( $N_3$ ) от общего количества циклов до разрушения образцов ( $N$ ) в стали 40X (светлые точки) и 38X2H2MA (темные точки). Образцы с U-образным концентратором (круглые точки); образцы с V-образным концентратором (треугольные точки)

Известно, что на стадии распространения усталостной трещины, скорость ее роста контролируется коэффициентами интенсивности напряжения в устье трещины  $\Delta K$  и  $K_{max}$  и описывается кинетической диаграммой усталостного разрушения. Из рисунка 14 видно, что прямолинейные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей 40X и 38X2H2MA практически полностью совпадают между собой, хотя при высоких значениях  $\Delta K$  скорость распространения усталостной трещины в стали 38X2H2MA несколько выше, чем в стали 40X. Анализ уравнений Пэриса, которые описывают участок кинетических диаграмм усталостного разрушения в виде прямой, показывает (табл. 3), что коэффициент  $n$  в уравнении Пэриса для стали 38X2H2MA равен 3,5, а для стали 40X – 3,1-3,2. Последнее может свидетельствует о большей чувствительности стали 38X2H2MA к циклическим перегрузкам.

Таблица 5 - Уравнение Пэриса для образцов из исследуемых сталей с различным концентратором напряжения

Сталь	Концентратор напряжения	Уравнение Периса
40Х	U-образный	$dl/dN = 10^{-9} \Delta K^{3,1}$
	V-образный	$dl/dN = 2,0 \cdot 10^{-9} \Delta K^{3,2}$
38Х2Н2МА	U-образный	$dl/dN = 2,6 \cdot 10^{-10} \Delta K^{3,5}$

Таким образом, можно заключить, что форма концентратора напряжения в образцах оказывает существенное влияние на время до зарождения усталостной трещины. После образования усталостной трещины кинетика ее распространения не зависит от формы концентратора напряжения. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей 40Х и 38Х2Н2МА практически полностью совпадает между собой, хотя коэффициент  $n$  в уравнении Пэриса для стали 38Х2Н2МА несколько выше, чем для стали 40Х.

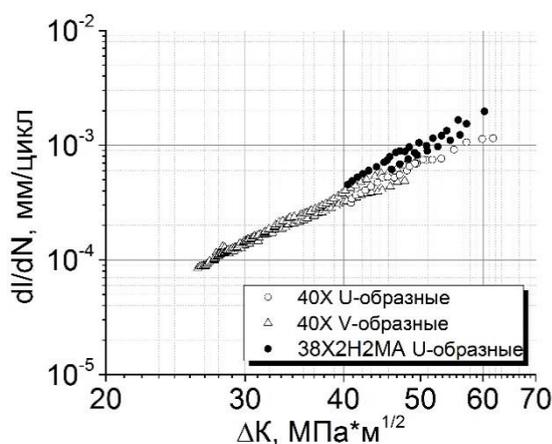


Рисунок 15 - Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения

Рассмотрим фрактографические особенности строения усталостных изломов образцов исследуемых сталей.

На поверхности всех усталостных изломов можно выделить сравнительно гладкую зону усталостного развития трещины  $l_f$  и зону долома (рис. 16 а-в).

Вблизи очага разрушения видны ступени сдвига, параллельные направлению роста трещины и свидетельствующие о многоочаговом характере зарождения усталостной трещины. Зона долома в образцах из стали 40X кристаллическая, губы среза практически отсутствуют (рис. 24 а, б).

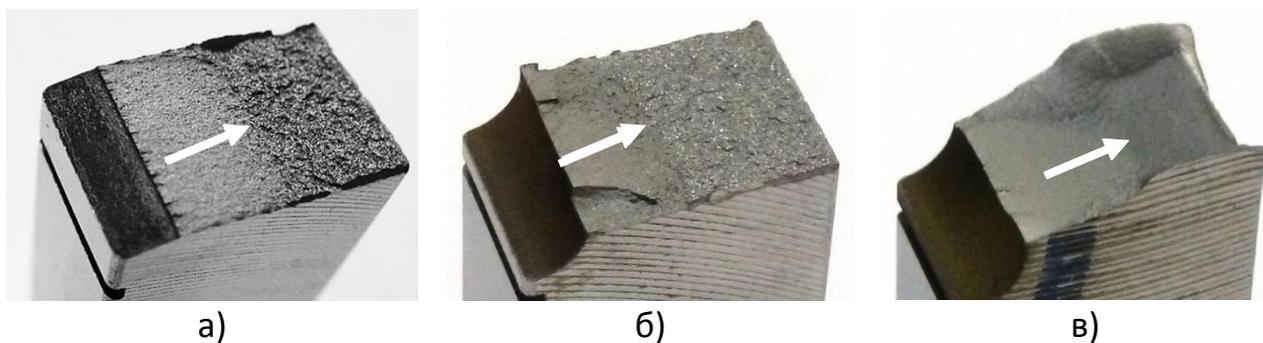


Рисунок 16 - Характерный вид усталостных изломов образцов из стали 40X с V-образным (а) и U-образным (б) концентратором напряжения и образцов из стали 38X2H2MA с U-образным концентратором напряжения (в). Стрелкой показана длина зоны  $l_f$

В образцах из стали 38X2H2MA зона долома мелковолокнистая, имеют место большие размеры губ среза и видно, что в изломах образцов длина зоны усталостного роста трещины ( $l_f$ ) на поверхности изломов практически не зависит от формы концентратора напряжения и возрастает с увеличением числа циклов нагружения, которые были затрачены на распространение усталостной трещины ( $N_{распр.}$ ). Также следует, что при одинаковом значении  $N_{распр.}$  длина усталостной зоны  $l_f$  на поверхности образцов из стали 38X2H2MA примерно в 1,3-1,4 раза больше, чем на поверхности образцов из стали 40X, что может свидетельствовать о большей циклической трещиностойкости стали 38X2H2MA. Возможно, что в данном случае сказалась также форма зоны  $l_f$  на поверхности изломов стали 38X2H2MA, более вытянутая в центральной части излома [6].

Микрорельеф изломов образцов из стали 40X не зависит от формы концентратора напряжения, однако несколько отличается от микрорельефа изломов образцов из стали 38X2H2MA. Вблизи очага разрушения микрорельеф

изломов схожий (рис. 17 а, г): не явно выраженные вязкие бороздки чередуются с вторичными трещинами.

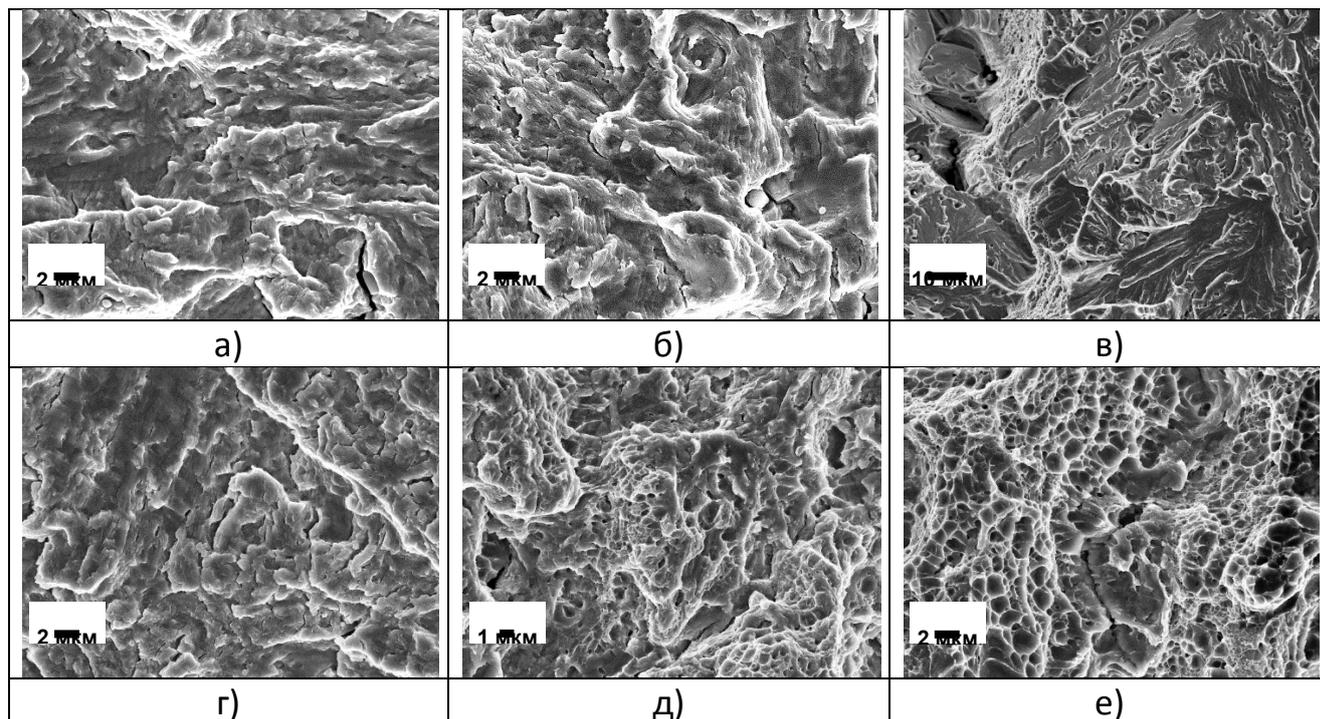


Рисунок 17 - Микрорельеф усталостных изломов стали 40Х (а-в) и 38Х2Н2МА (г-е) вблизи очага разрушения (а, г), вблизи зоны долома (б, д) и в зоне долома (в, е). а, б, г-е- x3000; в- x1000

Проведенное исследование показало, что низколегированная сталь 40Х обладает более низкой пластичностью по сравнению с среднелегированной сталью 38Х2Н2МА, но обладает лучшими прочностными характеристиками [2].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенного были сформулированы следующие выводы:

- 1) Низколегированная сталь 40Х по своим усталостным характеристикам не уступает среднелегированной стали 38Х2Н2МА.
- 2) Форма концентратора напряжения в образцах оказывает существенное влияние на время до зарождения усталостной трещины. После образования усталостной трещины кинетика ее распространения не зависит от формы концентратора напряжения.
- 3) Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей свидетельствует о большей чувствительности стали 38Х2Н2МА к циклическим перегрузкам по сравнению со сталью 40Х.
- 4) Макро- и микрофрактографические исследования показали, что распространение усталостной трещины в стали 38Х2Н2МА связано с более вязким механизмом разрушения, чем в стали 40Х.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Волков В. М., Миронов А. А. Объединенная модель образования и роста усталостных трещин в концентраторах напряжений //Проблемы прочности и пластичности: Межвуз. сб.–Н. Новгород: Изд-во Нижегород. гос. ун-та. – 2005. – №. 67. – С. 20-25.
2. Г.В. Клевцов, Д.Л. Мерсон, Н.А. Клевцова, Е.Д. Мерсон, М.Л. Линдеров, С.В. Засыпкин, А.В. Бондаренко, Кинетика и механизм усталостного разрушения образцов из сталей 40Х и 38Х2Н2МА// Технические науки. – 2019. – №1. – С. 30.
3. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – Введ. 01.01.1986. – М.: Издательство стандартов, 1985. – 8 с.: ил. – (Гос. стандарт).
4. ГОСТ 4543-71. Прокат из легированной конструкционной стали. – Введ. 01.01.1973. – Официальное издание. М.: Стандартиформ, 2008 год.
5. Дронов В. С., Репков М. Ю. Накопление усталостной поврежденности и рост трещин в высокопрочной углеродистой стали при нестационарных нагружениях //Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2013. – №. 7-1.
6. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А. Кинетика мартенситных превращений в аустенитной стали при циклическом нагружении //Фундаментальные исследования. – 2006. – №. 5. – С. 18-18.
7. Пачурин Г. В., Гусякова Г. П. Оптимизация режимов технологической обработки с целью повышения сопротивления коррозионно-усталостному разрушению металлических материалов //Нижний Новгород: ВСНТО. – 1991.
8. Пиняк И. С. Микро-и макроскорость роста усталостной трещины в сталях и сплавах под влиянием закрытия трещины //Проблемы прочности. – 2002.
9. Плешанов В. С. и др. Эволюция мезоструктуры и кинетика накопления усталостных повреждений в сварных соединениях конструкционной стали в

условиях, близких к плоскому напряженному состоянию //Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – №. 6.

10. Плешанов В. С., Панин В. Е., Кобзева С. А. Кинетика полосовых мезоскопических структур и разрушение поликристаллов аустенитной хромоникелевой стали с протяженными макроконцентраторами напряжений //Физическая мезомеханика. – 2002. – Т. 5. – №. 6.

11. Трощенко В. Т., Покровский В. В. Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов. Сообщение 1. Методики и материалы исследования и общие закономерности //Проблемы прочности. – 2003.

12. Bhat S., Patibandla R. Metal fatigue and basic theoretical models: a review //Alloy Steel-Properties and Use. – IntechOpen, 2011.

13. Bhat S., Patibandla R. Metal fatigue and basic theoretical models: a review //Alloy Steel-Properties and Use. – 2011. – С. 203-236.

14. Bieler T. R. et al. The role of heterogeneous deformation on damage nucleation at grain boundaries in single phase metals //International Journal of Plasticity. – 2009. – Т. 25. – №. 9. – С. 1655-1683.

15. Campbell G. S. A note on fatal aircraft accidents involving metal fatigue //International Journal of Fatigue. – 1981. – Т. 3. – №. 4. – С. 181-185.

16. Chapetti M. D. A simple model to predict the very high cycle fatigue resistance of steels //International Journal of Fatigue. – 2011. – Т. 33. – №. 7. – С. 833-841.

17. Eresko S.P., Eresko T.T., Kukushkin E.V., Menovshikov V.A., Orlov A.A. Methods of preparation of the experiment for investigation of universal joints on needle bearings // Сибирский журнал науки и технологий. 2018. №1. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/methods-of-preparation-of-the-experiment-for-investigation-of-universal-joints-on-needle-bearings> (дата обращения: 26.06.2019).

18. ISO 14577: Metallic materials - Instrumented indentation test for hardness and other materials parameters; October 2003 - part 1: Test method - part 2: Verification and calibration of the testing machine - part 3: Calibration of reference test pieces.

19. Koyama M. et al. Intergranular fatigue crack initiation and its associated small

- fatigue crack propagation in water-quenched Fe–C fully ferritic steel //isij international. – 2015. – T. 55. – №. 11. – C. 2463-2468.
20. Laird C., Smith G. C. Initial stages of damage in high stress fatigue in some pure metals //Philosophical Magazine. – 1963. – T. 8. – №. 95. – C. 1945-1963.
21. Maruschak P. O. et al. Cyclic crack resistance and micromechanisms of fracture of steel 25Kh1M1F //Strength of Materials. – 2012. – T. 44. – №. 4. – C. 410-418.
22. Maruschak P. O. et al. Cyclic crack resistance and micromechanisms of fracture of steel 25Kh1M1F //Strength of Materials. – 2012. – T. 44. – №. 4. – C. 410-418.
23. Nip K. H. et al. Extremely low cycle fatigue tests on structural carbon steel and stainless steel //Journal of constructional steel research. – 2010. – T. 66. – №. 1. – C. 96-110.
24. Pyttel B., Schwerdt D., Berger C. Very high cycle fatigue—is there a fatigue limit? //International Journal of fatigue. – 2011. – T. 33. – №. 1. – C. 49-58.
25. Yasniy P. V. et al. Investigations of fatigue crack growth stages in 25Cr1Mo1V steel within the framework of physical mesomechanics concept //Proc. of the 12th Int. Congr. on Mesomechanics. – 2010. – C. 21-25.
26. Yasniy P., Maruschak P., Lapusta Y. Experimental study of crack growth in a bimetal under fatigue and fatigue-creep conditions //International journal of fracture. – 2006. – T. 139. – №. 3-4. – C. 545-552.