МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

На правах рукописи

Нго Нгок Ха

ОЦЕНКА НЕОДНОРОДНОСТИ РАЗНОМАСШТАБНЫХ СТРУКТУР В КРУПНЫХ ПОКОВКАХ ИЗ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ 38ХН3МФА И ЕЁ ВЛИЯНИЯ НА РАЗРУШЕНИЕ

Специальность 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
профессор, д.т.н. А.В. Кудря

Москва – 2019

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ 4
1 Аналитический обзор литературы 8
1.1 Разрушение конструкционных сталей 8
1.2 Структурные и металлургические факторы, контролирующие разрушение конструкционных сталей 14
1.2.1 Влияние неметаллических включений на разрушение стали 14
1.2.2 Влияние зерна 18
1.2.3 Влияние структуры и состава стали 19
1.2.4 Роль разномасштабных структур в разрушении 20
1.3 Структурная неоднородность металлов и сплавов (фактор неоднородности разномасштабных структур) 23
1.4 Процедуры (методы) обработки разномасштабных структур 26
1.5 Методы оценки сопротивляемости стали разрушению 29
1.5.1 Традиционные способы оценки склонности сталей к хрупкому разрушению 31
1.5.2 Критический коэффициент интенсивности напряжений 33
1.5.3 Параметры нелинейной механики разрушения 37
1.5.3.1 Интеграл Черепанова-Райса (J-интеграл) 37
1.5.3.2 Критическое раскрытие трещины 39
1.5.3.2.1 Изучение кинетики разрушения 41
1.5.3.2.1.1 Метод акустической эмиссии 42
1.5.3.2.2 Фрактографические методы исследования поверхности разрушения 45
2 Материал и методика исследования 49
2.1 Материал 49
2.2 Методика исследования 50
2.2.1 Подготовка образцов (шлифов) для металлографического исследования 50
2.2.2 Металлографические исследования Н.В и анализ микроструктуры 51
2.2.3 Методика подготовки шлифов для исследования макроструктуры 52
2.2.4 Серный отпечаток по Бауману 52
2.2.5 Методики оценки вязкости разрушения по деформационному критерию – Определение критического раскрытия трещины 53
2.2.6 Методика получения 3D моделей изломов образца на вязкость разрушение 56
3 Масштабы неоднородности разнородных структур и разрушение в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХН3МФА 58
3.1 Виды разномасштабных структур стали 38ХН3МФА 58

3.2 Взаимосвязь строения разномасштабных структур, как следствие технологической наследственности 62
3.3 Возможности оценки совместного влияния разномасштабных структур на разрушение стали 38ХН3МФА 75
4 Развитие метода оценки вязкости разрушения в условиях развитой пластической деформации (на основе критического раскрытия трещины – δ_c) 79
4.1 Определение положения центра вращения берегов трещины 80
4.2 Исследование кинетики распространения трещины 85
4.2.1 Оценка кинетики распространения трещины методом акустической эмиссии 85
4.2.2 Фрактографический анализ поверхности разрушения 91
4.2.2.1 Реконструкция положения переднего фронта растущей статической трещины на основе измерения строения изломов 92
4.2.2.1.1 Методика обработки и измерения 3D изображения изломов 93
4.2.2.1.2 Процедура восстановления формы переднего фронта трещины 94
4.2.3 Сопоставление результатов измерения подроста трещины по измерениям АЭ и морфологии изломов 100
4.2.4 Деформация и разрушение боковых перемычек 102
4.3 Прямое измерение раскрытия трещины по сопоставлению ответных половинок излома – расчеты пластической невязки 109
4.4 Масштабы неоднородности величины раскрытия трещины в среде с неоднородной структурой 115
Список использованных источников 120

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день конструкционная сталь является одним из основных материалов в любой промышленности. Процессы её разрушения – это коллективные эффективные движения дефектов во взаимодействия с структурой материала. В связи с повышением требований к свойствам материалов возникает необходимость в современных методах исследования причин разрушения металла.

Для определения причин провалов пластичности и вязкости, объективного прогноза работоспособности материалов необходимо понимание механизмов разрушения разномасштабных структур. С этим связана потребность в количественном описании масштабов структурной неоднородности. Существующие нормы в основном предусматривают качественные оценки – сравнение с эталоном (картинкой). Однако современные средства цифровой регистрации изображений и вычислительные мощности позволяют реализовать быстрые документированные измерения геометрических параметров структур. Для объективной оценки совместного влияния разномасштабных структур на деформацию и разрушение металла необходимо развитие методов и средств измерения пластичности и вязкости, в частности с привязкой к структуре, для понимания роли отдельных ее элементов и их конфигурации в целом в формировании неоднородности качества металлопродукции. Это, например, относится к определению характеристик вязкости разрушения. Однако, несмотря на важность характеристик трещиностойкости для инженерной практики в настоящее время недостаточно разработаны эффективные методы их определения, в частности, для материалов средней прочности. Фактически, отечественные и зарубежные стандарты по определению характеристик трещиностойкости (вязкость разрушения) остаются неизменными с 70-80-х годов прошлого столетия.

Понимание особенностей взаимосвязи разнородных структур важно также не только для оценки механизмов их разрушения, но и для более объективного представления о закономерностях протекания эволюции структур и дефектов в ходе технологического процесса (технологическая наследственность). Это основа для обоснованного управления качеством металлопродукции.

Эти обстоятельства и определили постановку настоящей работы, **целью** которой является дальнейшее развитие методов прямого наблюдения и измерения разномасштабных структур и разрушения, оценка на этой основе взаимосвязи их строения с целью выявления закономерностей влияния неоднородных структур на разрушение.

Для достижения целей работы решались следующие **основные задачи**:

- разработка компьютеризированных процедур измерения геометрии разномасштабных структур и разрушения;

- на основе развитых средств и методов наблюдения неоднородности разномасштабных структур и разрушения накопление представительной статистики данных геометрии структур и изломов, выявление закономерностей их строения и из прямого их сопоставления определение закономерностей влияния неоднородности структур на разрушение.

- на основе изучения геометрии раскрытия и кинетики распространения трещины, с использованием методов акустической эмиссии (АЭ) и фрактографии, при испытании образцов из стали типа 38ХН3МФА на трехточечный изгиб уточнить методику определения критического раскрытия трещины (КРТ) δ_c и с ее помощью оценить масштаб неоднородности трещиностойкости металла.

Научная новизна:

- Разработан алгоритм прямого совмещения изображений разнородных структур в единой системе координат (в масштабе образцов на растяжение диаметром 20мм), позволяющий оценить взаимосвязь их строения, совместное влияние на разрушение стали и эволюцию структур и дефектов по технологической цепочке.

- Из статистики полиэдров Вороного (коэффициенты асимметрии распределения полиэдров Вороного – по числу соседей и расстоянию между ними) выявлено соответствие геометрии расположения пятен серного отпечатка и размещения ямок в вязких изломах образцов, испытанных на растяжение, что указывает на вклад сульфидов в развитии вязкого разрушения.

- На основе цифровых измерений геометрии раскрытия трещины, кинетики её развития (по измерениям АЭ и 3D-изображений изломов) уточнена процедура определения параметра δ_c. Полученные с её использованием величины КРТ согласуются с результатами прямого измерения раскрытия трещины (по пластической невязке) на основе сопоставления ответных половинок излома в единой системе координат.

- По измерениям величины δ_c оценен масштаб неоднородности трещиностойкости металла крупных поковок из стали 38ХН3МФА – разброс в пределах до 30 %, что определяется развитой неоднородностью разномасштабных структур по сечению поковок.

Практическая ценность состоит в использовании предложенных методик измерения 2D- и 3D-геометрии изображений структур и изломов, уточненной методики определения КРТ δ_c для выявления причин неоднородности вязкости в листе и поковках.

Методология и методы исследования:

В работе были использованы следующие методы исследований и испытаний: механические испытания на одноосное растяжение, ударный изгиб и трехточечный изгиб,

регистрация и анализ сигналов АЭ; исследование структуры с помощью оптической микроскопии, исследование изломов с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), а также метода профилографии.

Основные положения, выносимые на защиту:

- закономерности строения разнородных структур в крупных поковках из стали 38ХН3МФА;

- взаимосвязь морфологии разномасштабных структур;

- установленные закономерности раскрытия и распространения трещины в процессе испытания образцов на КРТ (δ_c) и уточненная на этой основе процедура её определения;

- оценки масштаба неоднородности трещиностойкости металла крупных поковок.

Достоверность полученных в работе результатов обеспечивается использованием современной исследовательской техники, массовых цифровых измерений структур и разрушения в сочетании с разнообразным программным обеспечением и статистическими методами обработки результатов, согласием с результатами, имеющимися в научно-технической литературе по данной проблеме.

Личный вклад

Личное участие соискателя в получении результатов, изложенных в диссертации, выражается в том, что он планировал, непосредственно участвовал в лабораторных экспериментах, построении трехмерных цифровых моделей изображений изломов, предлагал методику их обработки, в т.ч. статистической, проводил анализ разномасштабных структур и анализ геометрии их строения, исследовал геометрию раскрытия трещины и её распространения (с использованием метода АЭ и фрактографии) для уточнения модели раскрытия трещины и процедуры определения параметра δ_c и оценки неоднородности трещиностойкости металла крупных поковок. Основные положения диссертационной работы сформулированы автором.

Вклад соавторов

Участие научного руководителя Кудри А.В. в постановке задач исследования, обсуждении результатов и формулировке выводов. Соколовская Э.А. – участие в разработке алгоритмов обработки изображений. Кузько Е.И – помощь в получении макроизображений и 3D-моделей изломов, Котишевский Г.В – помощь в обработке 3D-изображений изломов. Кайкибаева А.С, Ле Хай Нинь – участие в обработке изображений структур и изломов; Нгуен. Х.Т., Кодиров У.Ш., Гришина Д.Д. – получение изображений ряда структур исследуемой стали. Отдельные благодарности Ожерелкову Д.Ю. за помощь в проведении испытаний на трещиностойкость, Вяткиной А.К – в получении изображений изломов на сканирующем электронном микроскопе.

Апробация работы:

Основные результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на международных и всероссийских конференциях: VII, VIII международных школах «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2016, 2017); XXIII, LIX Международных конференциях «Актуальные проблемы прочности» (Тольятти, 2016, 2017); VII, VIII, IX Евразийских научно-практических конференциях «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ (Москва, 2014, 2016, 2018); Всероссийской конференции с международным участием «Актуальные проблемы метода акустической эмиссии» (АПМАЭ-2018) (Тольятти, 2018); 60 международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности» (Витебск, Беларусь, 2018); международном симпозиуме «перспективные материалы и технологии» (Брест, Беларусь, 2019).

Публикация:

Основные результаты диссертации опубликованы в 18 печатных работах, из них 6 в рецензируемых изданиях, рекомендованных ВАК РФ и 3 в изданиях, входящих в систему цитирования WoS, Scopus; 12 тезисов докладов на международных конференциях.

Структура и объем диссертации:

Диссертация состоит из введения, 4 глав, выводов и списка использованной литературы. Диссертация изложена на 129 страницах машинописного текста, содержит 86 рисунок, 11 таблиц и список использованной литературы из 156 наименований.

1 Аналитический обзор литературы

1.1 Разрушение конструкционных сталей

Разрушение является чрезвычайно сложным, многостадийным процессом и управляется большим количеством факторов. В зависимости от изменяющихся условий можно получить весьма различные характеристики процесса разрушения. В большинстве случаев деформация по достижению достаточно высоких напряжений заканчивается разрушением. Процесс разрушения начинается с образования трещин субмикроскопических размеров и заканчивается макроскопическим разделением образца или конструкции на отдельные части [1,2]. Ряд важнейших механических свойств металлов и сплавов характеризует их сопротивление разрушению, величину или работу деформации до разрушения.

Процессом деформации называют движение дефектов решетки при взаимодействии со структурой материала. Для определения причин плохой пластичности и вязкости, понимание возможной работоспособности материалов и эффективности технологии нужно знать механизм разрушения разных структур и взаимодействия в процессах деформации и разрушения [3,4].

Классификация разрушения проводится по самым различным признакам. Существуют различные точки зрения на процесс разрушения. Например, в [1] разрушение определено как процесс разделения тела на части под действием различных химических и физико-механических воздействий, в [5] разрушение рассматривается на уровне межатомных связей. Наиболее распространена классификация по следующим признакам: в соответствии с характером силового воздействия: статическое кратковременное, статическое длительное, статическое повторное, усталостное, ударное и другие виды как в не подгружаемых, так и в подгружаемых системах; в соответствии с ориентировкой макроскопической поверхности разрушения отрыв или срез; в зависимости от величины пластической деформации, предшествующей разрушению: хрупкое или вязкое. По степени развития- начальное или докритическое, когда поверхность трещины значительно меньше площади сечения тела и заключительное иногда закритическое долом, дорыв до полного разделения тела.

На образец могут действовать различные виды напряжения такие как: касательные, растягивающие и сжимающие, но разрушение всегда происходит под действием растягивающих или касательных напряжений. Под действием сжимающих напряжений разрушение не происходит.

В макроскопических теориях прочности различают два вида разрушения: отрыв в результате действия растягивающих напряжений и срез под действием касательных напряжений [6,7,8].

Отрыв происходит без предварительной макропластической деформации. Разрушению путем среза предшествует деформация. Из этого следует, что отрыв часто соответствует хрупкому, а срез – вязкому разрушению.

Разрушение путем среза, поверхность излома имеет вид одностороннего клинка. Разрушение происходит сдвигом. Окончательное разрушение происходит в результате разрыва по плоскости скольжения.

На рисунке 1 представлены соответствующие схемы для ряда испытаний. Пользуясь рисунком 1 можно по внешнему виду разрушенных образцов определять вид разрушения (отрыв или срез), что в некоторых случаях имеет практическое значение.

Вид испытания	Схема нагруже-ния	Направление действия напряжений		Вид разрушения	
		нормальное	касательное	отрыв	срез
Растяжение					
Сжатие*					
Кручение					
Изгиб					

* При наличии контактных сил трения.

Рисунок 1 − Схемы разрушения путем отрыва и среза при различных механических испытаниях (по Я.Б.Фридману) [7]

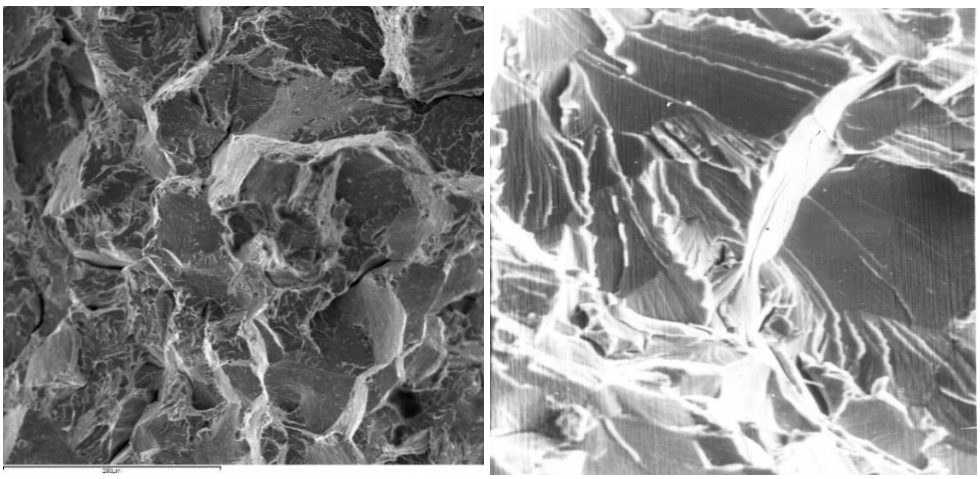
При однократном воздействии монотонно нарастающей нагрузки возможно разрушение двух основных типов: *хрупкое* и *вязкое* (пластическое). Разрушение во многих случаях может быть смешанным, т. е. одновременно обладать чертами и хрупкого, и вязкого разрушения; иногда эти черты проявляются последовательно, например разрушение, начинаясь как вязкое, затем переходит в хрупкое [9]. Большинство металлов и сплавов (исключение составляют металлы с ГЦК решеткой) могут разрушаться и вязко, и хрупко в зависимости от структурного

состояния и комбинации внешних условий, среди которых наиболее важными являются температура и скорость нагружения, мягкость (жесткость) напряженного состояния, свойства нагружающей системы и окружающей среды. Разрушение поликристаллических материалов, может быть межзеренным (интеркристаллитным) и внутризеренным (транскристаллитным). В большинстве случаев переход к межзеренному разрушению сопровождается охрупчиванием и связан с аномальными изменениями структуры и химического состава границ или приграничных объемов. Охрупчивание такого рода свойственно, в том числе металлам и сплавам с ГЦК решеткой, не склонным к хрупкости в обычных условиях.

Хрупкое разрушение: основная особенность хрупкого разрушения – автокаталитический процесс распространения трещины после ее зарождения. Это означает, что при хрупком разрушении необходим лишь источник зарождения трещины, после превышения критического размера (для данного материала и нагрузки) трещина будет распространяться самопроизвольно с большими скоростями. В связи с вышесказанным хрупкое разрушение наиболее опасно, т.к. это процесс неконтролируемый и происходящий при напряжениях меньших предела текучести материала. Хрупкое разрушение характеризуется очень малой пластической деформацией.

При хрупком разрушении процесс распространения трещины в объеме образца и у поверхности один и тот же. Это можно доказать при сравнении поверхностей излома. Появление ступенек на поверхности связано с тем, что разрушение идет путем распространения одновременно нескольких параллельных трещин, которые соединяются друг с другом вследствие разрыва тонких перемычек. В процессе развития трещины такие ступень могут укрупняться [9].

При хрупком разрушении трещина может развиваться по телу зерна (транскристаллитное разрушение) или по границе зерна (интеркристаллитное разрушение). Характерными элементами хрупкого разрушения являются фасетки внутризеренного и межзеренного скола, ступеньки скола, ручьистый узор, язычки (рисунок 2). При этом ступеньки скола и язычки входят друг в друга на двух ответных половинах излома.



а) б)

а – хрупкое межзеренное разрушение, сталь 10Х18Н10Т, СЭМ, х1000; б – хрупкое внутризеренное разрушение (скол), сталь 38ХН3МФА, СЭМ, х1300

Рисунок 2 – Хрупкое разрушение

В зависимости от характера распространения трещины получается различная структура излома. При хрупком разрушении зона пластической деформации собрана в узкую полосу около вершины трещины. При таком разрушении скол не идеально гладок, он идет ступенями, они придают структуре излома вид "речных узоров" (рисунок 2б). Такой рисунок поверхности развивается, когда несколько параллельных самостоятельных трещин соединяются за счет разрушения тонких перемычек. Но чаще хрупкое разрушение характеризуется наличием одной магистральной трещины, ступеньки скола при таком разрушении могут возникнуть из-за пересечения ею винтовых дислокаций. Еще один возможный вариант появления ступенек – переход зародышевой трещины из одной плоскости скола в другую с образованием уступов.

Обычно рельеф межзеренного скола в однофазном металле достаточно ровный (рисунок 2а). Наличие на межзеренных границах выделений избыточных фаз легко выявляется по структуре излома. По ней также оценивают поверхностную долю, размеры и форму частиц второй фазы. По микроструктуре излома также можно установить идет разрушение по границе раздела фаз или по телу хрупких включений.

Хрупкое разрушение характеризуется очень быстрым ростом трещины, причем этот рост не требует повышения действующих напряжений, то есть для развития хрупкого разрушения не требуется подвода энергии извне, а достаточно запасенной упругой энергии разрушающейся конструкции. Скорость роста трещины при хрупком разрушении, например, в сталях, достигает приблизительно 2 км/с, то есть составляет около половины скорости распространения звука. Все это обусловливает внезапность и катастрофические последствия хрупкого разрушения: разрушение мостов, разрыв магистральных газопроводов на длину в сотни метров, и др.

Вязкое разрушение: Вязкому разрушению обычно предшествует большая пластическая деформация (десятки процентов). Основными особенностями вязкого разрушения являются высокая энергоёмкость и низкая скорость развития трещины. Эти особенности обусловлены большой работой пластической деформации вблизи вершины трещины. В этой связи вязкое разрушение менее опасно чем хрупкое разрушение.

Зарождение и рост вязкой трещины определяются наличием частиц второй фазы, которые, как правило, содержатся в конструкционных материалах в достаточно большом количестве [10]. Эти частицы присутствуют в виде металлических включений и интерметаллических соединений. Вокруг включений образуются поры (микропустоты). Пустоты возникают вблизи крупных частиц (4 – 16 мкм) уже при малых деформациях порядка нескольких процентов, но в слиянии микротрещин в магистральную трещину участвуют и более мелкие частицы (0,05 мкм). Крупные включения не играют существенной роли в самом процессе распространения вязкой трещины. В процессе вязкого разрушения вносят свой вклад прежде всего мелкие частицы размером менее одного микрона. При возникновении в их окрестности пластической зоны они теряют сцепление с матрицей, что приводит к образованию микропустот (поры). Из-за деформации они вытягиваются. Перемычки между соседними порами постепенно утоняются, и в результате поры сливаются, образуя ямочный излом [11,12,13].

Зарождению микропустот при вязком разрушении способствуют разного рода включения. Поэтому с уменьшением количества таких включений при повышении чистоты металла чашечный излом может постепенно трансформироваться, сужаясь до точки, что сопровождается ростом относительного сужения [14].

Механизм вязкого разрушения – это образование и рост микропор.

Макроструктура вязкого излома обычно имеет матовый блеск, по краям имеются большие утяжки. Характерной микроструктурой вязкого излома является ямочный рельеф (рисунок 3). Диаметр ямок обычно колеблется от 0,5 до 20 мкм. Ямки являются результатом образования, роста и слияния микропор. На дне ямок, как правило, располагаются неметаллические включения (далее НВ). Это служит доказательством возникновения большинства зародышевых трещин именно у НВ.



Рисунок 3 – Типичный пример микроструктуры вязкого излома, сталь 38ХН3МФА, СЭМ, х1500

В макромасштабах поверхность вязкого излома характеризуется волокнистостью и сильной шероховатостью, когда распространяется перпендикулярно направлению действия максимальных растягивающих напряжений, или имеет шелковистый вид, когда оно совпадает с направлением действия касательных напряжений.

Вязкое разрушение характеризуется не только предшествующей ему большой пластической деформацией, но и медленным развитием трещины. При эксплуатации деталей машин и конструкций, во избежание необратимого изменения их формы, нагрузку выбирают так, чтобы макропластическая деформация не начиналась. Поэтому вязкое разрушение при эксплуатации как правило не происходит. Оно может произойти при обработке металлов давлением (прокатке, волочении и т.п.), которая как раз и основана на использовании большой пластической деформации.

Наиболее характерным примером вязкого разрушения промышленных металлов и сплавов является так называемое разрушение типа конус - чашечка. Часто под термином «вязкое» разрушение понимают именно этот тип разрушения, представляющий наибольший интерес. Для начальной стадии вязкого разрушения при растяжении характерным является наличие большого количества микропустот (пор) в центральной части шейки. Эти поры сливаются в более крупные, в результате чего в плоскости перпендикулярной оси растяжения образуется сплошная магистральная трещина. Под действием больших растягивающих напряжений в центральной части сечения шейки происходит разрушение отрывом, формирующее дно чашечки. Далее трещина развивается в сторону поверхности образца и меняет направление, распространяясь под углом 45° к оси растяжения. Обусловлено это тем, что вокруг трещины в периферийных слоях схема напряженного состояния такова, что под действием касательных

напряжений происходит разрушение срезом, формирующим коническую часть излома.

Для определения причин провалов пластичности и вязкости, прогноза работоспособности материалов и потенциальной эффективности технологии изучают механизмы разрушения разнообразных структур, исходя из измеряемой статистики их геометрии. Так в работе [15] показано, что причиной снижения ударной вязкости в стали 12Г2СБ послужили кластеры оксидов алюминия ~ 600 − 1500 мкм (размер включений от 3 до 8 мкм), расположенные параллельно поверхности листа.

Особенность изучения разрушения как быстротекущего процесса состоит в ограниченности средств наблюдения. Фактически наблюдаем только конечный результат – поверхность излома. Однако анализ изломов, преимущественно качественный, основан на визуальном сравнении с эталонами. Полная реконструкция механизмов разрушения возможна только на основе анализа результатов измерения излома на трех масштабных уровнях: микро-, мезо-, макро- [16], поэтому существует потребность в развитии средств и методов их измерения, соответствующих алгоритмов и моделей. Необходимо дальнейшее развитие методов оценки сопротивляемости стали разрушению, в том числе измерения хладноломкости, вязкости разрушения в масштабах, соизмеримых с масштабом структурной неоднородности металла.

Совместный анализ процесса разрушения, измерения изломов и структурной неоднородности может выявить структурные и металлургические факторы, контролирующие различия в процессах разрушения конструкционных сталей при номинально однотипных структурах.

1.2 Структурные и металлургические факторы, контролирующие разрушение конструкционных сталей

1.2.1 Влияние неметаллических включений на разрушение стали

Неметаллические включения (НВ) являются технологически неизбежной составляющей структуры стали. Это химические соединения, образовавшиеся в стали в процессе ее производства: выплавки, разливки, внепечной обработки. [17].

Влиянию НВ на характер разрушения сталей посвящено большое число исследований [17–20]. Зарождение и развитие трещины в металле связывается с наличием в нем включений.

Неметаллические включения – это важнейший фактор, характеризующий металлургическое качество стали. Неметаллические включения влияют на свойства сталей в зависимости от их природы, количества, размера, формы и характера распределения [21].

Важная задача металлургии заключается в объяснении влияния НВ на конечные свойства и структуру стали. Металлурги с помощью различных методов выплавки, разливки,

переплава, раскисления воздействуют на количество, природу, форму и распределение НВ. В отличие от других структурных составляющих неметаллические включения обладают большим диапазоном размеров (от 10^{-6} до 1 см) при малом их количестве, и каждая размерная группа по-своему влияет на свойства. Объемная доля неметаллических включений находится в пределах от 10^{-4} до 10^{-3}. Основная доля приходится на крупные включения, хотя число мелких включений огромно. Количество включений и их размер в разных сталях и даже в разных плавках одной и той же стали могут сильно колебаться.

Для описания НВ используется характеристика - среднее в пространстве расстояние λ_1 между НВ данного размера. Для однородно распределенных равноосных НВ λ_1 вычисляется по формуле:

$$\lambda_1 = \frac{d_i}{\sqrt[3]{c_i}} \qquad (1)$$

где d_i - размер включений, см;

c_i - объемная доля НВ.

При объемной доле меньшей 10^{-3} НВ не дают заметного упрочнения, но могут сыграть важную роль в разрушении. Важно, что различные виды разрушения обусловлены наличием включений разных размерных классов.

Отличием хрупкого разрушения от вязкого является наличие единственного очага и распространение от него трещины. НВ в хрупком разрушении опасны лишь как первичный очаг при $d > d_{кр}$, когда размер Н.В превышает критический размер. Критический размер включений определяется по формуле:

$$d_{кр} = \frac{\pi}{2}(K_{1c}/\sigma_т)^2 \qquad (2)$$

где K_{1c} - вязкость разрушения, МДж/м^2

$\sigma_т$ - предел текучести, МПа

$d_{кр}$ – критический диаметр неметаллического включения, мкм;

Для высокопрочных сталей критический размер включений равен 2мм, поэтому равноосное НВ может оказаться очагом хрупкого разрушения. Такие включения всегда экзогенны, и их образование зависит не только от способа выплавки и разливки, но и от технологической дисциплины, а их отсутствие гарантирует применение переплавов [21].

Если хрупкое разрушение опасно лишь для стали в высокопрочном состоянии при наличии крупных экзогенных включений, то вязкое разрушение практически всегда

контролируется включениями. На дне ямок, характерных для вязкого излома, часто можно увидеть неметаллические включения, размер которых колеблется от 0,05 до 0,50 мкм. Вязкое разрушение начинается от более крупных частиц, но в слиянии в магистральную трещину участвуют и более мелкие НВ т.е. крупные неметаллические включения (размером в несколько мкм) определяют стадию зарождения вязкого излома, а мелкие неметаллические включения вносят вклад в работу его распространения.

При оценке неметаллических включений немаловажным показателем является характер их распределения: неравномерное распределение включений приводит к уменьшению энергоемкости вязкого разрушения, его распределение можно описывать с помощью построения полиэдров Вороного [22,23].

Для воздействия на свойства часто главное не объемная доля включений, а их геометрия и распределение по размерам. Существенную роль обычно играет расстояние между частицами и их взаимное расположение. Крупное хрупкое включение может раздробиться при прокатке и вытянуться в строчку, что приводит к анизотропии пластичности и вязкости [24].

В работе [25] было показано, что вследствие повышенной загрязненности стали НВ и широкого диапазона их размеров и неравномерного распределения величина вязкости значительно изменяется.

На сегодняшний день в России основным нормативным документом, описывающим методы определения загрязненности стали, НВ является ГОСТ 1778. Он описывает процедуры сравнения образца с эталонными шкалами, определения природы и балла НВ, подсчета их количества, средней площади и объемного процента, применяется для испытания деформированного и литого металла. В нем же содержатся рекомендации по выбору метода измерения загрязненности стали.

ГОСТ 1778 делит (по виду и цвету) включения на 9 групп: сульфиды, оксиды, строчечные, точечные, силикаты хрупкие, пластичные, недеформируемые (глобули), нитриды и карбонитриды строчечные, точечные, нитриды алюминия. Для каждой группы есть 5 баллов, представленных эталонными рисунками) [26].

В США действует ASTM E45-05 [27], в который включены макроскопические (макротравление, разрушение, ступенчатая обточка, магнитопорошковый) и микроскопические (метод A, B, C, D, E) методы. Макроскопические методы используются для определения наличия, содержания и распределения включений. Микроскопические – для определения размеров, распределения, числа и типа включений. Испытаниям подвергаются деформированные стали [28].

Загрязненность стали НВ (сульфидами) также можно определить по «серному отпечатку» согласно ГОСТ 10243 [29]. Он позволяет получить характеристики распределения

сульфидов по размерам и выявить параметры неоднородности размещения крупных сульфидов [30], а также оценить влияние дендритной ликвации на мезонеоднородность, что прямо влияет на вязкость разрушения [31].

Влияние НВ на анизотропию свойств весьма значительно. Так, например, в прокате сульфиды и силикаты интенсивно вытягиваются, в результате чего меняется вид излома. Анизотропию ударной вязкости определяет вытянутость сульфидов [32]. Когда их суммарная длина на единицу площади шлифа вырастает, то отношение ударной вязкости поперечных и продольных образцов падает. Поэтому нужно подавлять анизотропию, либо снижая общее содержание серы, либо округляя сульфиды модифицированием, превращая их в недеформированные. Для этого серу связывают вместо MnS в тугоплавкие частицы MeS, вводя в расплав Ce, Ca, La, Zr, Mg, Ti [33].

Недеформируемые НВ могут дробиться, образуя строчки. Длина строчки определяется, прочностью частиц. Кластеры субмикронных включений, выделившихся по границе перегретого зерна аустенита (зернограничные пленки) при охлаждении после ковки, приводит к появлению аномалии вязкого разрушения – камневидному излому [34,35].

Неметаллические включения, являясь концентраторами напряжений, препятствуют движению дислокаций, оказывают влияние на прочность стали и характер разрушения материала, причем коэффициент концентрации напряжений зависит от природы (химического состава, физических свойств), формы и размеров включений: мелкие и округлые включения менее опасны, чем крупные, игольчатые или пластинчатые и пленочные [36,37].

Единичный количественный критерий, характеризующий работоспособность материала в присутствии разнородных типов включений, в настоящее время еще не разработан. По механике разрушения в месте образования трещины должно быть достигнуто критическое напряжение, определяемое уравнением Гриффитса – Орована [7]

$$\sigma_{\text{Т}} \geq \sqrt{2\text{E}\gamma_{\text{эф}} /\pi(1 - \nu^2)L} \qquad (3)$$

E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона

$\gamma_{эф}$ – Эффективная поверхностная энергия (включающая также энергию пластического деформации)

Для хрупкого материала, определяющее значение для достижения критического напряжения имеет параметр L, который в однородном материале означает половину длины трещины критического размера. Для неоднородного материала, параметр L представляет размер наибольшего дефекта. Для того чтобы неметаллические включения послужили зародышами критической трещины, они должны иметь эффективный размер, превышающий L.

1.2.2 Влияние зерна

На все процессы разрушения стали неметаллические включения влияют также и косвенно - через зерно. Зерно перестает расти, когда миграцию границ тормозят частицы включений. Оказывать влияние на рост зерна могут НВ размером меньшим, чем от 0,01 до 0,1мкм. Такие включения выделяются в твердом состоянии и принадлежат фазам, растворимость которых изменяется при достаточно низких температурах. Как показывают электронно-микроскопические исследования, это частицы A1N или MnS размером от 0,02 до 0,1 мкм при концентрации 10^{13} $см^{-3}$. Выделение таких НВ зависит от режима охлаждения, после обработки давлением, что определяет размер зерна, сохраняющегося при термической обработке. Скачкообразный рост зерна происходит тогда, когда эти НВ либо растворяются, либо коагулируют. Вследствие этого на склонность стали к перегреву можно воздействовать легированием и введением микродобавок.

Важными характеристиками зерна, оказывающими влияние на вязкость разрушения, являются границы и их размер [38]. Главное влияние границ в поликристаллическом теле на его механические свойства состоит в том, что в определенных областях зерен, прилегающих по обе стороны от общей границе, должно быть согласованное развитие деформации, обеспечивающее совместимость зерен. Так как пластическая деформация в каждом зерне осуществляется в результате движения дислокаций в своих системах скольжения, то для обеспечения микроскопической связи зерен по их границам должны действовать пять независимых друг от друга систем скольжения.

При деформации и термической обработке сталей могут возникать аномальные структуры, представляющие собой смесь значительно отличающихся по величине аустенитных зерен. Процесс слияния зерен и возникновение разнозернистости наблюдается в узком интервале температур. При более высоких температурах нагрева рост зерна происходит преимущественно путем миграции границ. При этом зерна растут с различной интенсивностью, в результате чего при достаточно больших выдержках возникает крупнозернистая структура с разбросом размеров зерна в 2-3 номера.

Разнозернистость сильнее влияет на склонность стали к охрупчиванию, чем на ее сопротивление вязкому разрушению. Укрупнение зерна приводит к повышению порога хладноломкости, то есть уменьшается сопротивление стали хрупкому разрушению. При вязком разрушении отрицательное влияние разнозернистости сильнее проявляется после высокого отпуска [39]. Также известно, что измельчение зерна способствует увеличению пластичности и снижению порога хладноломкости. Одновременно с повышением вязкости измельчение зерна приводит к увеличению прочности.

1.2.3 Влияние структуры и состава стали

На процесс разрушения большое влияние оказывают состав и, следовательно, структура стали. Так как хрупкое разрушение более опасно, вследствие своей внезапности выделения большой величины накопленной упругой энергии, одной из самых важных проблем разрушения является охрупчивание. Возможным случаем охрупчивания является зернограничиая хрупкость. Известно, что, межзеренное разрушение проявляется при определённых условиях, таких как наличие некоторых фаз на границах зерен, сегрегация определенных примесей в приграничном объеме, коррозионное растрескивание и водородное охрупчивание.

К одному из видов зернограничной хрупкости может быть отнесена обратимая отпускная хрупкость. Примеси способствуют межкристаллитному разрушению в результате уменьшения сил сцепления между зернами, инициирования межкристаллитного водородного охрупчивания, увеличения скорости диффузионного роста трещин при высоких температурах, ускорение межкристаллитной коррозии. Примеси могут не только вызвать блокировку дислокаций, но и сегрегировать на границах зерен, снижая энергию сцепления зерен. В этом случае происходит хрупкое межкристаллитное разрушение, таким способом можно перевести в хрупкое состояние даже пластичные материалы.

Легирующие элементы могут повышать склонность стали к хрупкому разрушению разными путями:

- способствовать сегрегации примесей, хотя сами не сегрегируют;

- совместно сегрегировать с примесями.

Подвижность дислокаций - важное свойство материала, обуславливающее его склонность к хрупкому разрушению. Подвижность дислокаций зависит от прочности блокировки их примесными атомами. Добавление в железо углерода и азота приводит к закреплению дислокаций и повышает склонность к хрупкому разрушению. Легирование элементами, которые взаимодействуют с атомами углерода и азота, или сильными карбидообразующими уменьшает блокировку дислокаций в железе и понижает порог хладноломкости.

Если в сплаве образуются частицы второй фазы, то большое значение имеет форма и характер распределения этих частиц, а также их ориентировка относительно действующего напряжения. Выделения пластичной формы наиболее опасны при разрушении, чем глобулярной формы.

1.2.4 Роль разномасштабных структур в разрушении

Диапазон масштабов структур, встречающихся в сталях чрезвычайно широк [40]. Это мезоструктура слитка – рисунок дендритов обычно имеет размеры от 0,1...1 мм до 10 см, с шагом осей первого порядка 0,1...3 мм, второго 3–100 мкм и более. Существенные составляющие структуры – неметаллические включения в интервале размеров от 0,01 мкм до 1...10 мм и микроструктура, являющаяся продуктом превращения высокотемпературной фазы (аустенита) при охлаждении.

В разрушении участвует весь масштаб структур. Так, сегрегация фосфора по границам зерна аустенита в улучшаемой стали приводит к зернограничной хрупкости (гладкие фасетки d ~ 10–30 мкм с зеренной огранкой) [31]. Дендритная ликвация – к межосевым скоплениям сульфидов и ферритным полям (поперечником 60–120 мкм и выше) в микроструктуре, и изменению условий зарождения вязкого излома [41].

Из разномасштабности разрушения вытекает необходимость его наблюдения на разных масштабных уровнях измерения [6,42]: макро-, микро- (измеряются элементарные акты разрушения – ямка, фасетка) и мезоуровне, когда измеряемые элементы излома на порядок больше микроэлементов и на один-два порядка меньше характеристик макрогеометрии излома.

Уровни прочности и пластичности стали определяет ее микроструктура, которая в большинстве случаев – результат превращения высокотемпературной фазы (аустенита) при охлаждении в процессе термообработки. От того, насколько быстро будет идти охлаждение, зависит тип образующейся структуры. Эта зависимость отражается в термокинетических диаграммах. Структурные составляющие с ростом скорости охлаждения меняются в следующем порядке: феррит - перлит - сорбит - верхний бейнит - нижний бейнит - мартенсит. Становятся дисперснее частицы цементита Fe3C в двухфазных структурах (феррит плюс цементит), например, в эвтектоидной стали от 0,5 – 1,0 до 0,4 – 0,2 и менее 0,1 мкм в перлите, сорбите и бейнит соответственно. В такой же последовательности прочность (σ_B), и твердость (HB, HRC) нарастают, а пластичность (δ, Ψ) наоборот, падает. Максимум вязкости находится примерно в центре этого ряда [31]. Однако, пластичность верхнего бейнита значительно ниже, чем нижнего, т.к. при образовании первого в структуре выделяются грубые карбиды по границам ферритных зерен [43]. Высокие значения твердости нижнего бейнита объясняются большой плотностью дислокаций, повышенным содержанием углерода (по сравнению с продуктами распада аустенита в перлитной области) и наличием дисперсных карбидов. Чем быстрее шло охлаждение, а значит, чем мельче частицы цементита в образующейся перлитной структуре, тем тверже двухфазные структуры (перлит, сорбит, бейнит). Низкая твердость феррита обусловлена небольшим содержанием в нем углерода (до

0,03 %). В противовес этому, в мартенсите содержится столько углерода, сколько его было в аустените, т.е. максимальное значение среди всех возможных структур, что определяет его колоссальный уровень прочностных характеристик.

Величина зерна феррита влияет как на предел текучести и на зарождение трещины вследствие одной и той же причины – концентрации напряжений у границ. Чем зерно феррита крупнее, тем сильнее концентрация напряжений от рассеченной его фасетки скола и сталь хрупче. Для термически обрабатываемой стали важно наследственное зерно аустенита – получаемое после нагрева под закалку. Мелкое зерно желательно при всех структурах, если есть риск хрупкого разрушения, в том числе при зернограничной хрупкости, поэтому в высококачественных легированных конструкционных сталях наследственное зерно аустенита должно быть не крупнее 5 – 6 баллов (средняя хорда d меньше или равна 42 – 56 мкм).

Первичное зерно аустенита может сохраниться в структуре стали из-за выделяющихся по его границам (при охлаждении после перегрева) кластеров субмикронных включений. В результате при размерах рекристаллизованного зерна 20 – 30 мкм в изломе видны "вязкие зернограничные" фасетки с поперечником 0,05 – 1,00 мм, а в их ямках обычно мелкие (меньше или равны 1 мкм) частицы. Это так называемый камневидный излом, который часто считается браковочным признаком, в то время как пластичность и вязкость удовлетворяют нормам.

К существенным факторам неоднородности пластичности и вязкости стали относится ликвация в слитке: зональная – преимущественно серы или фосфора, и дендритная. Вследствие ликвации появляются различные макронеоднородности слитка и проката. Из-за трудности разделения осей первого и второго порядка обычно измеряют средний шаг дендритов λ на случайной секущей. От геометрии дендритов, их шага и ориентировки относительно направления распространения магистральной трещины зависит, в частности, сопротивляемость разрушению в сталях с литой структурой [31,44,45].

Наличие дендритной ликвации приводит к выраженной химической неоднородности. Проявление скоплений включений в междуветвии дендрита изменяет работу вязкого разрушения в этих областях. Неоднородность химического состава в сочетании с габаритами поковки приводит в процессе термической обработки к проявлению ферритных полей в микроструктуре (100-200 мкм в поперечнике при размере зерна аустенита около 1 мкм). Это приводит к разбросу ударной вязкости в пределах поковки от 1,5 до 2 раз [44].

Причиной преждевременного охрупчивания листа конструкционной низколегированной стали является нарушение технологической выплавки (разливки), в результате которого образуются крупные сульфиды, раскатанные вплоть до нитки (длиной 300 – 1000 мкм и диаметром 1 мкм). В области этих ниток обычно наблюдается повышенное содержание

углерода. Это приводит к тому, что при охлаждении после прокатного нагрева в стали образуется структурная (феррито-перлитная) полосчатость. Структурная полосчатость, сгенерированная в результате прокатки, приводит к анизотропии пластичности ввиду того, что при растяжении в направлении, перпендикулярном вектору прокатки, образец разрушается по более мягкой фазе [35]. Величина такой неоднородности и риск вырождения типа разрушения прямым образом зависит от степени обжатия металла в процессе деформационной механической обработки.

Неизбежная (технологически) составляющая структуры стали – неметаллические включения (НВ). Как отмечалось в разделе 1.2.1, НВ существенно влияет на процесс разрушения, при этом важна не только общая загрязненность стали включениями, но и их разномасштабность – диапазон размеров равноосных включений от 10^{-6} до 1 см (примерно такие же и наблюдаемые размеры ямок в вязком изломе). Распространение вязкой трещины в среде с включениями будет также зависеть от межчастичного расстояния λ и распределения их размеров в объеме металла. Например, вытянутые вследствие горячей деформации крупные (более 100 мкм^2) пластичные включения, или раздробленные недеформируемые включения, образующие строчку (различной густоты), – причина анизотропии пластичности и вязкости. Плотные сгущения НВ – кластеры мелких (менее или равных 1-2 мкм) частиц (критерия густоты, также, как и в случае строчки, по–видимому, нет) при деформации и разрушении могут выступать как единое включение поперечником $d_{эф}$ приблизительно равным 15 – 25 мкм. Частный случай такого кластера – субмикронные частицы, лежащие на границе первичного зерна аустенита и ответственные за появление вязкого межзеренного излома [31].

В ряде случаев геометрия включений и их распределение в объеме металла определяет ликвация в слитке. Например, зональная ликвация серы сильнее других элементов. Ее наглядную картину дает "серный отпечаток" по Бауману, где "кучность" точек выявляет зоны ликвации, наблюдаемой, в том числе и после больших обжатий, в поперечных сечениях швеллера или рельса.

Таким образом, разнообразное проявление технологической наследственности при производстве материалов приводит к проявлению разномасштабных структур, существенно отличающихся своей геометрией. Это в значительной мере определяет неоднородность пластичности и вязкости, даже для достаточно хорошо отлаженных технологий, где колебания значений управляющих параметров лежат в пределах поля допусков. Для решения проблемы стабилизации качества металла необходимы подходы, основывающиеся на учете явления технологической наследственности.

1.3 Структурная неоднородность металлов и сплавов (фактор неоднородности разномасштабных структур)

В практике термической и термомеханической обработки сталей и сплавов часто формируется неоднородная структура, негативно влияющая на механические и технологические свойства. Полностью однородной по расположению микрочастиц можно считать структуру, в объеме которой они распределены равномерно и, принимая во внимание различия в форме и размерах микрочастиц - совершенно случайно, при беспорядочной ориентации осей.

Неоднородность структуры однофазных металлов может выражаться в разнозернистости структуры, неоднородности текстуры, дендритном строении и т.д. Неоднородность микроскопического строения определяет качество сплава. Очевидно, что правильная, объективная и количественная оценка неоднородности структуры весьма важна и необходима. Перечисленные факторы определяют наличие (или отсутствие) многочисленных разновидностей изотропной и анизотропной неоднородности различных элементов и параметров пространственного микроскопического строения.

Макро и микронеоднородность состава определяется структурой, т.е. размером зерна, плотностью и характером распределение дислокаций и т. д. Структурная неоднородность приводит к разбросу свойств и существенной потере качества. На неоднородность в структуре влияют колебания состава (в пределах марки) и параметры технологии производства [46].

Неоднородность строения является одним из важных факторов, определяющих свойства сплавов, но ее количественной оценке не уделялось достаточно внимания. Ближайшей задачей количественной металлографии должен быть охват этого комплекса параметров строго количественной оценки неоднородности.

Степень неоднородности структуры – один из основных показателей качества металлопродукции. Неограниченный набор возможных траекторий технологического процесса производства приводит к формированию структурной неоднородности стали, и, как результат, к разбросу качественных показателей металлопродукции [47].

После отливки, прокатки и ковки стальные заготовки охлаждаются неравномерно, в результате структура становится неоднородной, а также появляется неоднородность свойств различных мест заготовок. После затвердевания отливки становятся неоднородны по составу из-за ликвации. Ликвация приводит к различной макронеоднородности слитка и проката.

Ликвация – это химическая неоднородность сплава, которая возникает при кристаллизации слитка, непрерывно-литой заготовки и отливки. Причиной ликвации является

различная растворимость компонентов сплава в его жидкой и твердой фазах. Ликвация усиливается при увеличении скорости охлаждения (особенно дендритная) и уменьшении скорости диффузии. В зависимости от места расположения, протяженности, и объема в слитке (отливке, полуфабрикате) различают микро-, макро- и местную ликвацию. К первой относят дендритную (или внутрикристаллическую) когда ликвация происходит в пределах дендрита, ко второй − зональную и карбидную, когда ликвация происходит в пределах слитка, к третьей – внеосевую.

Зональная ликвация и макронеоднородность: в случае зональной ликвации кристаллы растут от поверхности слитка к оси, поэтому есть разница в химическом составе по сечению слитка. Зональная ликвация, как и дендритная, определяется незавершенной разделительной диффузией. Она получается наряду с дендритной ликвацией. Другими словами, средний состав дендритов в наружной и внутренней зонах слитка различен [48]. Зональная ликвация приводит к макронеоднородности слитка и проката. К зональной ликвации склонны сера (наиболее сильно) и фосфор, ликвация же других элементов несущественна. На микроуровне зональная ликвация проявляется в виде рассеянной пористости. Объем рассеянной пористости зависит от жидкотекучести сплава: чем она ниже, тем больше объем рассеянной пористости. Максимальная рассеянная пористость наблюдается в сплавах с наибольшим температурным интервалом затвердевания.

Зональная ликвация характеризуется параметром, который носит название степень ликвации (коэффициент макроликвации) $К_{м.ликв.} = (С_л - С_0)/С_0$, где $С_л$ – концентрация легирующих (или примесных) элементов в ликвационной макро-области после затвердевания; $С_0$ – концентрация легирующих (или примесных) элементов в исходном расплаве. При $С_л > С_0$ ликвация в слитке прямая, при $С_л < С_0$ – обратная или отрицательная. Степень ликвации может достигать 20-кратной величины. Типичный пример прямой ликвации - повышенное содержание S, P и C в центральной зоне стальных слитков. Обратная ликвация проявляется, например, в отливках из Sn-бронзы, в непрерывно литых заготовках из А1-сплавов, в которых ликвируют легирующие компоненты Cu, Zn, Mg. Влияние зональной ликвации на свойства слитков часто существенно больше, чем дендритной. Зональная ликвация гомогенизацией не устраняется.

Дендритная ликвация: при дендритной ликвации кристалл растет из расплава в виде дендрита (древовидного кристалла), его размер может быть до 10 см, а площадь, занимаемая осями дендритов, составляет 60 – 70 массовой доли % [49,50,51]. Дендрит состоит из ствола (ось первого порядка) с ветвями (оси второго порядка). Дендритную структуру помимо коэффициента ликвации $К = С_{max}/С_{min}$ (отношения наибольшей концентрации элемента к наименьшей в осях и в межосных промежутках дендритов) характеризует расстояние между осями дендритов Λ. Шаг осей дендритов первого порядка (ствола) $Λ_1$ находится в

интервале от 0,1 до 0,3 мм; а второго (ветвей) Λ_2 от 3 до 100 мкм (иногда до 400 мкм). В слитках легированных конструкционных сталей с содержанием углерода от 0,1 до 0,4 % находили степень ликвации K_{Cr} = 1,3–2,1; K_{Mn} = 1,2–1,9; K_{Si} = 1,3–1,7; K_{Ni} =1,2. Сильно ликвируют карбидообразующие элементы (W, Mo, Cr). Оси дендрита, затвердевшие раньше, обогащены тугоплавким и обеднены легкоплавким компонентом по сравнению с межосными пространствами. Оси дендритов содержат гораздо меньше примесей серы и кремния, загрязняющих сталь, чем межосные пространства, в которые эти примеси оттесняются при образовании дендрита.

Важными факторами процесса дендритной ликвации являются скорость фронта кристаллизации ω и градиент температуры на нем *grad T*. Этот градиент убывает от поверхности слитка к оси, и шаг дендритов растет. Химическая микронеоднородность возникает в результате дендритной ликвации [52]. Неоднородность состава зависит от размера дендрита: чем он меньше, тем короче путь диффузионного перераспределения примесей и тем меньше неоднородность состава. Степень дендритной ликвации нарастает от поверхности слитка к оси. Дендритная ликвация может быть устранен термической обработкой (гомогенизацией) в результате диффузии компонентов.

Вследствие дендритной ликвации, серы оттесняются в межосные промежутки и дают строчки сульфидов. Определенную информацию о распределении сульфидов в структуре можно получить по серному отпечатку. Например, прямое сопоставление его морфологии с дендритным рисунком крупных поковок из улучшаемой стали 38ХН3МФА, описанное в [31], позволило выявить области преимущественного скопления сульфидов – междуветвия дендритов.

Дендритная неоднородность значительно ухудшает свойства металла. Понижаются прочность и пластичность, снижается сопротивление ударным нагрузкам, ухудшается химическая и коррозионная стойкость. Особенно значительное снижение пластичности и ударной вязкости наблюдается в тех случаях, когда в результате дендритной ликвации появляются хрупкие фазы [8].

Дендритная неоднородность (как и зональная) сохраняется и в прокате – дендриты превращаются в полосчатую структуру, вытянутую вдоль оси проката. В структуре наблюдается переменное содержание легирующих элементов и углерода, поэтому при одинаковой скорости охлаждения в осях и межосных участках наблюдаются разные структуры – структурная полосчатость: мартенсито-бейнитная, бейнито-перлитная, феррито-перлитная в среднеуглеродистой и карбидная строчечность в высокоуглеродистой стали. Как следствие – выраженная в той или иной степени анизотропия пластичности и вязкости. Пока распределение легирующих элементов не выровнено, структурная полосчатость сохраняется и после термической обработки [3].

Карбидная ликвация: (строчечность структуры) - неоднородное распределение карбидных частиц по объему стального слитка, отливки или полуфабриката, образующееся при кристаллизации эвтектоидных и заэвтектоидных легированных сталей и чугунов эвтектического класса. В заэвтектоидных сталях возможно появление ледебуритной эвтектики в приграничных объемах зерен. Вследствие этого распределение карбидной фазы становится неоднородным, и возникает карбидная ликвация. Неоднородность распределения карбидных фаз приводит к возникновению различных по величине напряжений в микрообъемах, что снижает жаропрочность стали. Строчечность структуры создает неоднородные механические свойства в направлении вдоль и поперек прокатки. Помимо снижения прочности, она ухудшает технологические свойства стали при холодной штамповке и обработке режущим инструментом. Горячая обработка раздробляет сетку карбидов. При этом карбидная неоднородность тем значительнее, чем меньше деформация. Карбидная неоднородность в стали Х12М сильно возрастает с увеличением профиля проката, что приводит к снижению прочности и вязкости.

1.4 Процедуры (методы) обработки разномасштабных структур

Для получения количественных характеристик разномасштабных структур стали применяют автоматические анализаторы. С помощью метода количественного анализа элементов структуры можно получить разные характеристики структур, такие как площадь, линейные размеры, расстояние между элементами структуры, плотность распределения элементов структуры на шлифах и поверхностях разрушения. При этом нужно отметить, что достаточная достоверность и объективность полученных результатов измерений определяется четкостью определения границы между определяемыми элементами.

Одним из инструментов количественной фрактографии является автоматический лазерный профилограф, разработанный на кафедре МиФП – НИТУ МИСиС [53]. Обеспечивая измерения в пределах от 5 мкм до 10 мм, данный прибор не требует никакой предварительной подготовки образца. Преимущество данного метода заключается в том, что в качестве щупа используется лазерный луч, что не повреждается исследуемая поверхность, а в результатах измерения нет искажений, обусловленных контактом обычного щупа с поверхностью. Результаты измерений заносятся непосредственно в цифровом виде в память управляющего компьютера и становятся доступными для расчетов и визуализации [41].

Для количественного анализа изображений используются программные продукты, совмещающих в себе функции графического редактора и количественного анализатора: Image Expert Pro 3 (Москва), Thixomet Pro (Москва) и SIAMS 800 (Екатеринбург).

Программа Image Expert Pro 3 предназначена для решения задач количественного анализа изображений микроструктур в металлографии, материалов и порошков в материаловедении. Анализатор представляет собой интеграцию современных технологий по обработке изображений, созданных на базе мощных математических методов и проверенных на практике на более чем полусотне промышленных предприятий и научных центров в России и за рубежом.

Image Expert Pro 3 позволяет определить объемную долю НВ по ГОСТ 1778-70 [54], геометрические параметры как отдельного включения, так и суммарные результаты, а также другие количественные характеристики. Программа позволяет устранить информационный шум и выделить требуемые компоненты на изображении.

В программу включен набор файлов групп для реализации разных методов по ГОСТ 1778, ГОСТ 3443 [55] и ГОСТ 5639 [56]. Имея потребность в анализе структур по другим стандартам, пользователь может сам внести из стандарта и сохранить нужные данные в программе, или воспользоваться файлами групп, разработанными другими пользователями.

К наиболее важным геометрическим параметрам структуры, которые можно получить в программе Image Expert Pro можно отнести процентные доли составляющих; площади; периметры; минимальные, максимальные и средние диаметры; параметры формы и вытянутости объектов; характеристики распределения объектов (в том числе ареальные диаграммы и диаграммы свободных расстояний, гистограммы межцентровых расстояний и расстояний между объектами); характеристики анизотропии структур и многое другое. Получаемые характеристики доступны как для каждого объекта в отдельности, так и в виде их статистической подборки. Программа позволяет представлять полученные распределения параметров в соответствии с требованиями российских и международных стандартов.

Программное обеспечение Thixomet Pro, помимо других металловедческих исследований, позволяет оценить загрязненность стали НВ.

Процедура измерения от захвата изображения до формирования отчета с количественным описанием структуры, выполняется несколькими интуитивно понятными действиями. В основу работы данного продукта заложена возможность наблюдения сколь угодно большой площади изучаемой поверхности образца с высоким разрешением при панорамных исследованиях.

Программное обеспечение SIAMS 800 на базе управляющей программы SIAMS Photolab реализует определение количественных характеристик и микроструктур материалов, статистический анализ и отчеты по результатам исследования, формирование атласов цифровых изображений и протоколов исследований материалов. Система содержит готовые специализированные решения автоматизированного анализа изображений для типовых задач

материаловедения и полный набор инструментальных средств для профессиональной обработки изображений и измерений; позволяет визуально управлять процессом анализа и осуществлять поэтапный контроль за действием алгоритмов.

Разработанная система SIAMS 800 обеспечивает полный цикл лабораторных исследований:

- получение изображения средствами оптической микроскопии;

- ввод цветного или полутонового изображения в компьютер;

- предобработка изображения (удаление различного рода помех, устранение неоднородности освещения, царапин и т.п.);

- выделение бинарной маски объектов по указанному правилу (по яркости или по цветовым характеристикам);

- обработка маски объектов (фильтрация по размеру, по форме, разъединение соединенных частиц и т.д.);

- измерение параметров объектов;

- получение отчета по проведенным исследованиям.

Функциональные возможности SIAMS 800:

– пакетная обработка изображений. После ввода изображений обрабатывается только первое изображение с целью возможной более точной настройки параметров обработки. Затем в автоматическом режиме производится обработка всех загруженных изображений. Количество полей зрения не ограничено;

– многоуровневая система настройки параметров обработки данных;

– возможность ручного редактирования выделенных и классифицированных объектов. Каждый этап обработки раскладывается в отдельную таблицу. Каждая операция этапа обработки открыта для настройки, пользователь может изменить порядок выполнения функций, удалить или добавить нужную функцию;

– гибкая и простая отчетность.

Осуществляются следующие виды анализа включений в стали: анализ коррозионно-активных НВ для углеродистых и низколегированных сталей; анализ НВ в стали ГОСТ 1778 метод Ш, метод К; ГОСТ 801 [57]; анализ НВ в стали по DIN 50602 [58] метод М, анализ НВ в стали по ASTM E45–05 метод А.

Существуют также многие программные продукты для обработки изображений, предусматривающие возможность использования стандартных пакетов для математических и инженерных расчетов: например, MATHCAD (наиболее свободный от программирования) или более сложная в обращении система MATLAB. Очевидно, что, наибольший успех у тех

программ, где сформулированы на основе глубокого понимания процессов структурообразования, деформации и разрушения.

В последнее время потенциальный рост мощности компьютеров, появление средств прямого ввода информации в цифровой форме в компьютер, развитие программных средств, позволили создать методы исследования, которые ранее считались недоступными из-за объема и трудоемкости “ручных” измерений, и последующей подготовки данных для компьютера. Достигнутый в этом направлении прогресс, в частности, для целей фрактографического анализа, дает все основания утверждать о реальности интегрирования уже имеющихся быстродействующих средств измерения изломов в технологическую цепочку с целью объективной автоматической аттестации качества металлопродукции по виду поверхности разрушения.

На основе методик, описанных в ГОСТ 1778, работают автоматические анализаторы изображений «Квантимет» фирмы «Cambridge Instruments» (Англия).

Отечественным аналогом системы «Квантимет» является анализатор изображения на базе электронного растрового микроскопа, созданный ЦНИИ КМ «Прометей» [59]. Система позволяет определить: количество наблюдаемых элементов структуры (зерен, фаз, частиц и пр.) и их средний размер, фактор формы структурных элементов, объем НВ и пор. Практика показывает, что при анализе изображений структур и исследовании методов количественной маталлографии, большинство изображений, полученных в процессе фотографирования, сканирования и т.д., подвергаются влиянию ряда негативных факторов (вибрация фотокамеры, неравномерность движения сканирующего элемента и т.д.), приводящих к появлению малоконтрастных и зашумленных участков.

Таким образом, для дальнейшего анализа, изображение структур должно пройти операции улучшения визуального качества (повышение контраста, корректировку резкости, подчеркивание границ, фильтрацию) и формирования графического препарата (сегментация, бинаризация, выделение контуров) изображения.

1.5 Методы оценки сопротивляемости стали разрушению

Для оценки сопротивления разрушению наиболее важным является коэффициент интенсивности напряжений. Ирвином в механику квазихрупкого разрушения было введено понятие о критическом коэффициенте интенсивности напряжений Kс, при достижении которого наступает самопроизвольное неконтролируемое распространение трещины. Ранее предполагалось, что характеристику K_C можно рассматривать как константу материала. Но позднее было установлено, что эта величина зависит от степени стесненности пластической

деформации в вершине трещины. Доказательством этого является зависимость K_C от толщины образца с наведенной трещиной. Критический коэффициент интенсивности напряжений Kс для образца с центральной трещиной можно подсчитать по формуле [60]:

$$К_С = \sigma_{max}\sqrt{b.tg\ \frac{\pi.l_c}{b}} \qquad (4)$$

Для образца с боковыми надрезами:

$$К_С = \sigma_{max}\sqrt{b.(tg\ \frac{\pi.l_c}{b} - 0{,}1\sin\frac{2\pi.l_c}{b}} \qquad (5)$$

Где σ_{max} – максимальное напряжение

b-ширина образца

l_c – критическая длина трещины, при которой процесс разрушения начинается самопроизвольно и неуправляемо, мм.

Эти формулы можно использовать для определения Кс только при условии плоской деформации, что разрушение образца происходит без макропластической деформации в вершине трещины т.е. разрушение происходит путем отрыва - перпендикулярно плоскости трещины.

Было установлено, что Kс, или критический коэффициент интенсивности напряжений при плоском напряженном состоянии, при увеличении толщины образца асимптотически приближается к постоянной для данного материала величине K_{IC}, называемой критическим коэффициентом интенсивности напряжений при плоской деформации. K_{IC} есть мера трещиностойкости материала.

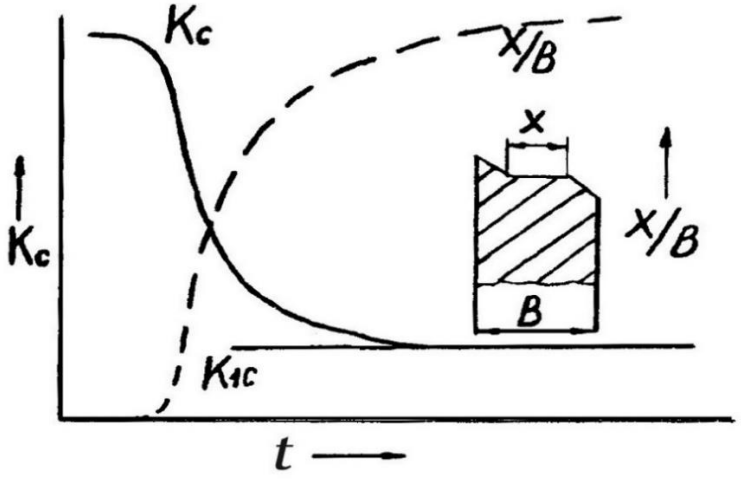


Рисунок 4 – Изменение характера разрушения и критического коэффициента напряжения с увеличением толщины образца

Учитывая, что использование K_{IC} применительно к материалам низкой и средней

прочности ограничено (так как для оценки материалов по K_{IC} необходимо использование образцов больших и даже огромных размеров, удовлетворяющих условиям плоской деформации) получает распространение подход к оценке вязкости разрушения, развитый Г.П. Черепановым и Райсом. Он пригоден для определения вязкости разрушения как в случае линейно-упругого, так и упругопластического поведения материала. В качестве меры вязкости разрушения принимается величина J-интеграла, отражающего среднюю энергию деформации материала в окрестности вершины трещины.

По величине J-интеграл можно приблизительно оценить вязкость разрушения [7]

$$К_{IC} = \sqrt{\frac{JE}{1-\nu^2}} \quad (6)$$

Где E - модуль Юнга, Па;

ν - смещение, то есть изменение расстояния между двумя точками, расположенными симметрично по обе стороны от трещины за счет ее раскрытия.

Другим важным параметром механики разрушения является величина критического раскрытия трещины (КРТ) δ_c (CTOD - critical crack opening displacement) [61-63], впервые предложенной Уэллсом. Этот деформационный критерий разрушения применим для оценки сопротивления развитию трещины в случаях материалов средний и низкий уровни предела текучести, при котором не удается корректно определить величину K_{IC}. В этом и состоит основная задача нелинейной механики разрушения. Все модели нелинейной механики разрушения исходят из наличия достаточно развитой пластической зоны перед вершиной трещины.

1.5.1 Традиционные способы оценки склонности сталей к хрупкому разрушению

Как показывает практика, для конструкции наиболее опасно хрупкое разрушение, обусловленное наличием в материале трещиноподобных дефектов (острых надрезов типа трещины), структурных факторов (загрязненность охручивающими примесями), а также спецификой условий нагружения. Существующие стандартные методы определения механических свойств при растяжении не обеспечивают объективной оценки качества конструкционных материалов, поскольку рассматривают материал в качестве бездефектного континуального тела. В связи с этим полноценная оценка конструктивной прочности материала возможна только после выяснения его склонности к хрупкому разрушению, включающего в себя определение способности материала сопротивляться распространению уже имеющейся трещины [38,64-69]

Оценка склонности материалов к хрупкому разрушению может осуществляться различными способами: сериальные испытания на ударный изгиб небольших надрезанных

образцов с определением общей энергии разрушения; испытания на разрыв образцов с надрезом; разделение ударной вязкости на работу зарождения и распространения трещины; сериальные ударные испытания на изгиб с определением характера излома (%В – вязкая составляющая излома) – необходимо для экспресс-оценки склонности к хрупкому разрушению, доля вязкого излома качественно характеризует сопротивляемость стали развитию трещины; испытание на статический изгиб с оценкой работы, затрачиваемой на развитие трещины. По площади участка диаграммы "нагрузка-деформация", соответствующего процессу развития трещины судят о сопротивляемости стали развитию трещины. Метод ударного растяжения - цилиндрические образцы с кольцевым надрезом для обеспечения плоской деформации (разрушение отрывом).

Наибольшее распространение для оценки склонности металлов и сплавов к хрупкому разрушению получили температурные ударные испытания (сериальные испытания). Они позволяют определить влияние охрупчивающих примесей, скорости нагружения, остроты надреза на температуру вязко-хрупкого перехода. Сериальные ударные испытания характеризуют развитие в стали процессов обратимой отпускной хрупкости и в целом дают возможность оцепить стабильность свойств материала в широком интервале температур и условий испытаний.

Для разделения ударной вязкости на ее составляющие работу зарождения и распространения трещины, разработано ряд методик. Их можно разбить на две группы в зависимости от того, как определяется работа распространения трещины - непосредственно или косвенно. К первой группе относятся методики Отани и Дроздовского, ко второй методики Лившица-Рахманова, Ньюхауза и Гуляева.

Все вышеперечисленные методы, связанные с испытанием на удар, являются производными традиционного метода испытания ударной вязкости и поэтому также, как и последний дают информацию о технологических характеристиках сопротивления материала распространению трещины конкретных образов, которая в зависимости от свойств материала и размера образца может и не распространяться "хрупко" путем отрыва.

В этой связи широкое распространение в последнее время получили методы линейной механики разрушения, составляющие своей задачей сопоставить размеры дефектов в материале с уровнем действующих напряжений, т.е. дать количественную оценку сопротивляемости конкретного материала распространению трещины. Линейная механика разрушения базируется на основополагающих работах Гриффитса, Ирвина, Орована, Дагдейла, Вестергаарда, Г.В.Колосова и Н.И.Мусхелишвили [70-75].

Новый подход к оценке хрупкости решает две задачи, невыполнимые при использовании традиционных способов оценки способности материала сопротивляться разрушению: расчет

несущей способности изделия с заданным трещиновидным дефектом и сравнение кратковременной трещиностойкости различных материалов без учета геометрических размеров используемых образцов.

Основное препятствие для широкого внедрения оценок материала по параметрам линейной механики разрушения связано с необходимостью использования при испытаниях средне- и низкопрочных материалов образцов больших размеров, удовлетворяющих условиям плоской деформации (разрушение отрывом с ограниченной пластической деформацией).

В связи с этим в последнее время для оценки трещиностойкости вязких материалов получают широкое развитие методы нелинейной механики разрушения.

1.5.2 Критический коэффициент интенсивности напряжений

Наиболее апробированным параметром механики разрушения является силовой критерий - критический коэффициент интенсивности напряжений при плоском деформированном состоянии K_{IC}, когда отсутствуют заметные пластические деформации у вершины трещины.

Вязкость разрушения при плоской деформации K_{IC} есть характеристика материала, которая определяется с помощью коэффициента интенсивности напряжений при разрушении путем отрыва по типу I, имеющего размерность напряжения, помноженного на квадратный корень из длины [72]. Значение K_I (коэффициента интенсивности напряжений), соответствующее началу неконтролируемого (нестабильного) развития трещины и является величиной K_{IC}. K_{IC} есть константа материала.

Интенсивность напряжений в вершине трещины определяется выражением [7,72]:

$$K_I = 2\sigma\sqrt{l/\pi} \qquad (7)$$

где l - полудлина трещины

σ – напряжение

Если при увеличении нагрузки напряжения у вершины трещины превысят предел текучести ранее, чем будет достигнута практическая интенсивность напряжений *Кс*, это приведет к образованию зоны пластической деформации у вершины трещины. В пределах зоны пластической деформации анализ напряжений с помощью теории упругости недостаточно обоснован. Если ее радиус мал, вводят поправку на пластическую деформацию и поле напряжений у вершины трещины описывается с помощью теории упругости для новой эффективной длины трещин ($l_{эфф}$), которая больше действительной длины на r_p: $l_{эфф} = l + r_p$ (рисунок 5). Величина r_p называется поправкой Ирвина на пластичность и рассчитывается по формуле [73,74]:

$$r_p = K^2/(2\pi\sigma_{0,2}^2) \qquad (8)$$

Таким образом, вводя пластическую поправку Ирвина, расширяется область справедливости линейной механики разрушения.

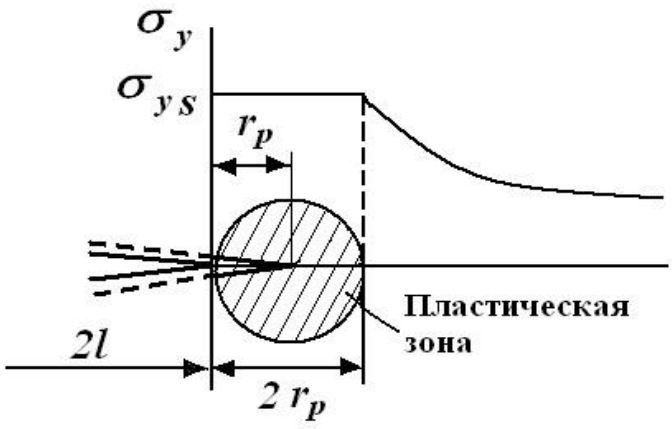


Рисунок 5 – Поправка Дж. Р. Ирвина на пластичность

В результате развития процесса пластической деформации, уменьшается разрушение путем отрыва и вследствие чего возникает отклонение от линейности на регистрируемой в ходе испытания диаграмме "нагрузка-смещение" и это вносит неопределенность при нахождении величины K_{IC}. Особенно сильно это обстоятельство проявляется при определении вязкости разрушения широко распространённых сталей средней прочности и других вязких материалов, что требует в таких случаях использования образцов большей толщины и вследствие мощной испытательной машины.

K_{IC} определяют экспериментально. В настоящее время методика их определения, типы образцов, условия проведения испытания, порядок испытания и критерии достоверности результатов регламентируется соответствующими стандартами.

Наиболее распространенным является метод испытания на вязкость разрушения по схеме трехточечного изгиба и внецентренное растяжение [76-78], согласно [76] величина K_{IC} (в случае плоского прямоугольного образца с краевой трещиной для испытаний на трехточечный изгиб) при этом определяется из выражения:

$$K_{IC} = \frac{P_Q L}{t\sqrt{B^3}} Y(\frac{l}{B}) \qquad (9)$$

где P_Q – расчетная нагрузка на образец (обусловлена в момент страгивания трещины)

t - толщина образца; B - высота образца; l - длина усталостной трещины; L – расстояние между опорами.

$Y(\frac{l}{B})$ – поправочная функция, зависящая от длины усталостной трещины и высоты образца.

Для того, чтобы корректно определять K_{IC}, необходимо оценить степень реализации условий плоской деформации при разрушении образца. Особенность разрушения образца в

условиях плоской деформации заключалась в отсутствии деформации по толщине, т.е. отсутствие косого излома ("губ среза") [1,74]. Однако в работе [79] указывается, что прямой излом не всегда характеризует плоскую деформацию по всей толщине образца. Вследствие этого кроме условия, предъявляемого к толщине образца $t \geq \alpha(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2$ (где α – безразмерный коэффициент, учитывающий стеснение пластических деформаций, для разных классов материала колеблется от 0,6 до 5) [72,78] вводятся дополнительные ограничения, накладываемые на результаты испытания. В частности, накладывают ограничения на величину максимального относительного сужения φ_{max} в зоне разрушения, при этом $\varphi_{max} \leq 1{,}5\%$.

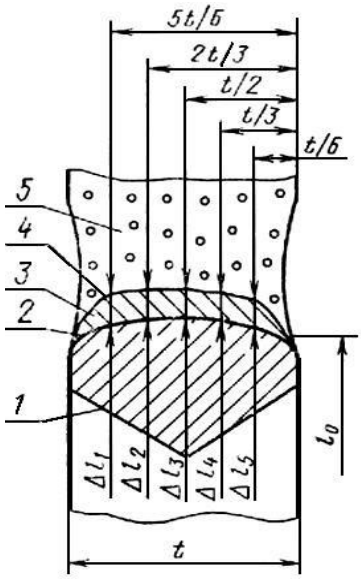
Б.А.Дроздовский и Е.М.Морозов [78] предлагают значение K_Q, определенное при максимальной нагрузке испытания, считать критическим, т.е. K_{IC} при одновременном соблюдении следующих критериев достоверности:

$P_{max}/P_Q \leq 1{,}1$; $\varphi_{max} \leq 1{,}5\%$; $\sigma_{нетто}/\sigma_{0,2} \leq 0{,}08$

($\sigma_{нетто}$- номинальное разрушающее напряжение в живом сечении)

Для проверки истинности получаемых методом 5 % секущей значений K_C в случае значительной нелинейности диаграммы "нагрузка-смещение" измеряют также прирост трещины Δl (рисунок 6):

$$\Delta l = \frac{\Delta l_1 + \Delta l_2 + \Delta l_3 + \Delta l_4 + \Delta l_5}{5} \qquad (10)$$



1 - граница надреза; 2 - контур усталостной трещины; 3 - площадь статически подросшей трещины; 4 - контур статически подросшей трещины; 5 - статический долом

Рисунок 6 – Схема измерения излома плоского образца со статическим подростом трещины (ГОСТ 25-506-85)

Если $\Delta l \geq 2\%\, l$ (l- исходная длина трещины, то значение K_Q является истинным (т.е. $K_Q = K_{IC}$) [1,80], поскольку отклонение от линейности диаграммы "нагрузка-смещение" обусловлено

приростом трещины, а не пластической деформацией материала впереди ее вершины. Также отмечается, что выполнение одного только лишь условия $\Delta l \geq 2\%l$ при испытании на вязкость разрушения не всегда является гарантией получения полноценных значений K_{IC}. В работе [81] рекомендуется пересмотреть данный критерий корректности в сторону его ужесточения и применять его в сочетании с другими критериями полноценности.

В то же время начало движения трещины совсем не обязательно должно всегда соответствовать потере несущей способности и поэтому оно (даже при отсутствии или малой величине пластической деформации) еще не указывает на переход в критическое состояние [78]

Старт трещины может свидетельствовать о критическом состоянии в микрообъеме образца только в случае скачка, однако т.к. часто бывает несколько скачков и нагрузка, соответствующая первому из них, может значительно отличаться для образцов из одной партии, что вносит неопределенность при выборе значения P_Q [82].

Дальнейшим развитием методов определения вязкости разрушения K_{IC}, направленным на повышение достоверности получаемых параметров трещиностойкости можно считать методику многократного определения K_{IC} на одном образце [83-84]. Суть методики заключается в том, что образец после достижения нагрузки P_Q разгружают, на нем вновь в соответствии с требованиями [72] наводят усталостную трещину на длину, превышающую зону искажения, получившуюся при статическом нагружении до нагрузки P_Q, и нагружая образец до новой нагрузки P_{2Q} можно определить второй раз вязкость разрушения. Эта процедура может повторяться несколько раз.

Для того, чтобы снизить требования к размерам образцов для определения K_{IC} и при этом обеспечивать достоверность получаемых результатов предпринимаются попытки уменьшить степень развития пластической деформации в образце за счет нанесения острых боковых надрезов и трещин [72,85].

Вместе с тем следует отметить, что нанесение поверхностных надрезов приводит к искажению поля напряжений у фронта трещины. Это явление не поддается еще полному пониманию. В связи с чем нет очевидных оснований считать, что в случае поверхностных надрезов разрушение должно неизбежно происходить при достижении K_{IC} и поэтому целесообразность применения острых боковых надрезов и трещин требует дальнейшего изучения.

Таким образом, проведенный анализ позволяет сделать вывод о возможности корректного определения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} для материалов высокой прочности ($\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа) в том случае, когда при оценке вязкости разрушения образец полностью разрушается при первом скачке трещины. Для образцов с пониженным уровнем прочности развитие процессов разрушения характеризуется наличием

достаточно развитой пластической зоны перед вершиной трещины и медленным (докритическим) распространением трещины, что для случая квазиуругого разрушения предъявляет повышенные требования к критериям достоверности значений K_{IC}. К сожалению, все критерии полноценности являются относительными, строго математически и физически не обоснованными, и практически недостаточными для утверждения, что при испытании данного образца получено истинное значение вязкости разрушения конкретного материала [68]. В связи с этим требуется дальнейшая разработка критериев полноценности. И в настоящее время, по-видимому, наиболее надежный способ прямого определения параметра вязкости разрушения K_{IC} на вязких материалах - увеличение габаритов образцов.

1.5.3 Параметры нелинейной механики разрушения

Сопротивление разрушению является важнейшей характеристикой материала. Разрушение материалов малой и средней прочности сопровождается интенсивным развитием процессов пластической деформации. При данных условиях для оценки вязкости разрушения материала трудно (или часто невозможно) использовать параметр линейной механики разрушения – критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC}, поскольку толщина образца определяется толщиной изделия и существенно меньше толщины, требуемой для корректного определения K_{IC}. Оценка сопротивления разрушению в условиях заметных пластических деформаций осуществляется в соответствии с параметрами нелинейной механики разрушения.

1.5.3.1 Интеграл Черепанова-Райса (J-интеграл)

Для оценки работоспособности материалов, разрушающихся в упругопластической или пластической областях, используются параметры нелинейной механики разрушения, например, критическое раскрытие трещины δc (деформационный критерий) или J-интеграл Черепанова-Рейса (энергетический критерий).

J-интеграл Черепанова-Райса – является характеристикой энергетических затрат, связанных с увеличением поверхности разрушения, определяется как отношение прироста работы внешних сил к приращению поверхности трещины (рисунок 7) [86,87]. Следовательно, можно считать, что J-интеграл имеет смысл интенсивности освобождения упругой энергии при распространении трещины в материале. По определению, когда J-интеграл достигает некоторой критической величины $J_{C,}$ трещина может начать расти.

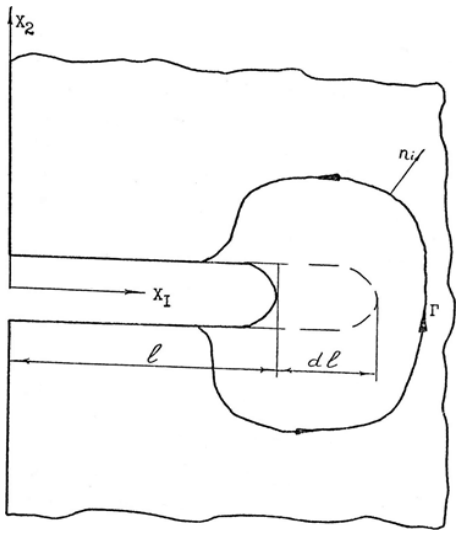


Рисунок 7 – Определение J–интеграла

J – интеграл определяется выражением:

$$J = \int_{\Gamma} (Wdy - T(\frac{d\bar{u}}{dx})\bar{ds}) \qquad (11)$$

Где J - интеграл Черепанова-Райса

Г – замкнутый контур, окружающий вершину трещины;

W - плотность энергии деформации материала;

T - вектор напряжения, перпендикулярный контуру Г и направленный во внешнюю сторону; $T_i = \sigma_{ij} n_j$

σ_{ij} - тензор напряжения; u - вектор смещения;

ds – элемент контура Г; n_j – вектор нормали к контуру Г;

На сегодняшний день существует несколько экспериментальных методик определения J-интеграла. Наиболее известным является метод Бегли-Лэндиса [88]. В рамках этой методики предполагается проводить испытания серии образцов одинаковой формы, отличающихся по длине трещин с построением J-кривых (зависимость J от прогиба f). При этом исходя из предпосылки, что вся приложенная работа внешних сил A расходуется в процессе освобождения потенциальной энергии деформации U (A=U).

Предложенная методика определяет процесс изменения энергетических затрат при деформировании образца на различных уровнях нагружения. Тем не менее, она не позволяет определить самих критических значений J_C, обусловленных началом роста трещин.

Для определения J_C разработан ряд методик:

- Метод разгрузки, основанный на изменении наклона линейного участка диаграммы «нагрузка – прогиб» при разгрузке на 10-15% [89]

- По максимальной нагрузке на диаграмме «нагрузка – прогиб» [76,88,90]

- Путем экстраполяции начального участка зависимости J-Δl к нулевому приросту трещины [76,90]

- экспериментальной регистрации старта трещины [91,92]

Существующее разнообразие методик определения J-интеграла отражает в определенной мере неудовлетворенность исследователей состоянием вопроса, особенно при определении вязкости разрушения для материалов, характеризующихся наличием достаточно развитой пластической деформации. Критерий разрушения J-интеграла J_C теоретически недостаточно обоснован и должного развития все еще не получил. При его определении необходимо правильно соблюдать требования теоретической модели J-интеграла [93], что наиболее полно удовлетворены в методике Бегли – Лэндиса. Требуется комплексное решение и учет всех методических особенностей экспериментального определения J-интеграла с учетом влияния отдельных факторов таких как размеры и тип образца, вид напряженного состояния, температура испытания и др. для совершенствования методик определения J-интеграла.

1.5.3.2 Критическое раскрытие трещины

Для оценки трещиностойкости материалов, разрушение которых сопровождается интенсивным развитием пластической деформации, используют также величину критического раскрытия трещины [94-98]. В основе этого критерия лежит положение о существовании зависимости между началом нестабильного роста трещины и предельным расхождением δ берегов трещины в ее вершине. Этот критерий определяет предельное равновесное состояние упругопластического тела с трещиной как момент, когда раскрытие трещины достигает критического значения δc [99]. В том случае мерой сопротивления материала хрупкому разрушению является критическое максимальное раскрытие трещины δc (расстояние между берегами трещины) в тупиковой части и измеряется в миллиметрах. Характеристика δc напрямую связана с пластическими деформациями материала вблизи вершин трещин и как следствие, более полно отражает способность металла сопротивляться распространению трещин.

Обычно δc определяют по результатам статических испытаний специальных образцов с предварительно выращенной усталостной трещиной на трехточечный изгиб и внецентренное или осевое растяжение, исходя из классической модели [96], предполагающей, что при нагружении образцов, раскрытие берегов трещины происходит путем вращения ее берегов относительно некоторого центра (оси) вращения (рисунок 8).

При этом предполагается, что берега трещины остаются прямыми. Тогда относительное перемещение краев трещин при ее вершине и раскрытие трещины на открытом конце связаны линейным соотношением:

$$\delta_c = \frac{Vc}{1+n\frac{l+z}{B-l}} \qquad (12)$$

где *V*c – перемещение берегов трещины на критический момент;

B- высота образца; l – длина усталостной трещины;

Z - расстояние от места установки нижнего датчика (измерения смещения) до образца;

n – коэффициент вращения, характеризующий положение нейтральной оси;

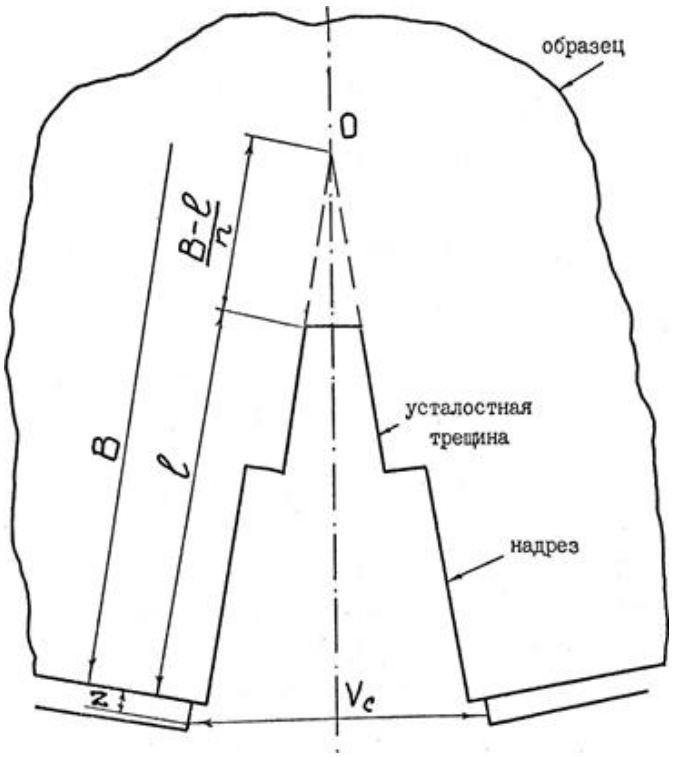


Рисунок 8 – Определение критического раскрытия трещины

Коэффициент вращения предлагается считать для образцов на статический изгиб равным 2, для образцов на внецентренное растяжение 2,5 [96]. Однако в работе [99] указывается, что для сталей с пределом текучести $\sigma_т$=431,2 - 1107,4 МПа и разрушающим напряжением $\sigma_р$ = (0,1÷2,0)$\sigma_т$ коэффициент вращения зависит от уровня прочности материала n= 6($\sigma_т/\sigma_р$).

Очевидно, необходимо либо исключать величину *n* из расчетов, либо определять ее в ходе испытания. В то же время, экспериментальное определение коэффициента вращения связано с определенными сложностями, связанными с существенным влиянием на точность его определения точности измерения раскрытия трещины, особенно при небольших смещениях ее берегов.

При определении δc рекомендуется выбирать точку максимальной нагрузки за критическую точку С – старта трещины [96]. Это обусловлено как минимум двумя причинами: во-первых, высока вероятность того, что трещина в момент достижения максимальной нагрузки получает возможность самопроизвольно распространяться, во-вторых, состояние тела с трещиной в этот момент связано с потерей его несущей способности и, следовательно, будет критическим. Вместе с тем, если для хрупких материалов достижение максимальной нагрузки совпадает с началом нестабильного распространения трещины, то для материалов малой и средней прочности характерен докритический (медленный) прирост трещин. В связи с этим, значения δкр, определяемые при начале роста трещины и при наступлении полной нестабильности ее развития могут существенно различаться. В частности, авторы Партон В.З. и Морозов Е.М. в своей работе [100], разделяют δ на докритическое, когда последующее движение трещины является стабильным (медленным) и критическое, когда δ определяется в начале нестабильного роста трещин (при максимальной нагрузке или в момент скачка). Для более точно определения критического момента, соответствующего старту трещины (начала ускоренного роста) в работе [101] рекомендуется использовать метод АЭ как прямой метод наблюдения кинетики распространения трещины.

В то же время, в ряде работ [102-106] предполагаются что, КРТ полученное с применением более тонких, в частности, стереофрактографического, методов исследований не зависит от размера образца, вида макроскопического поля деформаций. Это дает возможность определять трещиностойкость на образцах малых размеров и указывает на необходимость дальнейшего совершенствования методики определения δc.

Более чем очевидно, что совершенствование метода определения критерия нелинейной механики разрушения δc в условиях развитой пластической деформации должно основываться на изучении геометрии раскрытия трещины и кинетики ее распространения с применением тонких методов исследования.

1.5.3.2.1 Изучение кинетики разрушения

Исследование кинетики процесса разрушения играет важное значение при оценке сопротивляемости материала распространению трещины, в частности для корректного определения параметров трещиностойкости δc [107].

Для регистрации процесса зарождения и распространения трещин используются различные методы:

- визуальные методы, основаны на непосредственном измерении длины трещины с помощью микроскопа по рискам, нанесенным на поверхности образца [74];

- киносъемка применяется для изучения медленного и быстрого распространения трещин [108].

- ультразвуковой метод используется для регистрации роста сквозных, а также поверхностных трещин [109]. Для обнаружения трещины обычно применяется теневой и импульсный эхо-метод. При теневом методе излучающая и приемная головки ультразвуковых колебаний раздельны и о наличии трещин судят по уменьшению энергии ультразвуковых колебаний в зоне, расположенной за дефектом со стороны приёмной головки. При импульсном эхо-методе излучающая и приемная головки совмещены и о развитии трещины судят по отражению ультразвуковых волн от поверхности дефекта.

Минимальная величина усталостной трещины, фиксируемая методом, составляет 0,01 ÷ 0,1мм [109], при использовании так называемых нормальных волн (волны Лемба) в плоских образцах фиксируются трещины, порядка 0,05мм^2 [110].

Недостатком метода является трудность расшифровки записи, получаемой при распространении трещин, т.к. при использовании расходящегося пучка интенсивность ультразвуковых волн в пучке неодинакова, и трещина пересекает участки различной интенсивности. Кроме того, не исключено воздействие ультразвукового колебания на процессы разрушения на макроуровне [108,111].

- метод измерения электросопротивления или разности потенциалов. Основан на измерении разности потенциалов при пропускании через образец электрического тока и измерения электрического сопротивления разрушающегося образца или разности потенциалов [108-112].

- метод акустической эмиссии. Основан на регистрации акустических волн в твердых телах, возникающих при пластической деформации, зарождении и продвижении трещин. Акустическая эмиссия (АЭ) - процесс излучения материалом механических волн, вызванных локальной динамической перестройкой внутренней структуры материала [113]. Причем при распространении трещины основным источником волн напряжений является область материала, непосредственно примыкающая к границе раздела зон пластической и упругой деформации у устья трещины.

1.5.3.2.1.1 Метод акустической эмиссии

Для регистрации процесса зарождения и развития трещины во многих случаях используют метод акустической эмиссии.

В качестве источников АЭ в металлических твёрдых материалах различные авторы называют следующие физические процессы: двойникование кристаллической решетки [113],

разрушение зерен путем сдвига, движение дислокаций [114,115], образование полос скольжения [116], продвижение трещин, скачки трещины или зоны пластической деформации [117]. Они вызывают возникновение волн упругих напряжений, которые распространяются в структуре материала и доходят до пьезоэлектрического преобразователя. Электрические сигналы эмиссии, полученные в результате преобразования датчиком волн напряжений, усиливаются, регистрируются аппаратурой и подвергаются дальнейшей обработке и интерпретации.

Метод АЭ отличается от других методов неразрушающего контроля одной важной особенностью. Этот метод является пассивным и целиком зависит от изменения внутренних напряжений образца. С использованием АЭ физическое поле излучения (поле динамических упругих напряжений) возбуждается самим дефектом. Если нагрузка полностью снята, то при повторном ее приложении эмиссия будет отсутствовать до тех пор, пока не будет превышена предыдущая нагрузка. Такой характер изменения сигналов АЭ носит название "эффекта Кайзера". Для многих металлов он служит простым, но эффективным средством определения приближенных значений максимальных напряжений, оказавших воздействие на конструкцию.

Метод АЭ обладает высокой чувствительностью. Так, например, она на порядок выше чувствительности обычных ультразвуковых методов [118]. Минимальный размер трещин, от которых регистрировались импульсы АЭ, составляет примерно 10 мкм [119].

Применение метода АЭ позволяет определять не только акустическую активность того или иного дефекта, но и прогнозировать дальнейшее его поведение, а в зависимости от этого определять возможность и вероятность разрушения и в конечном итоге ресурс конструкции [111, 113].

Имеется значительное количество работ [91,119-127] в которых метод АЭ применяется для регистрации зарождения и распространения трещин, в частности, при испытаниях на вязкость разрушения. При этом для вязких материалов важное значение играет разработка методики определения начала стабильного роста трещины, исследования кинетики ее распространения и условий перехода к нестабильному разрушению с целью выработки принципов подхода к определению параметров вязкости разрушения, в частности - критического раскрытия трещины – δc.

Сигналы акустической эмиссии обычно состоят из двух составляющих: непрерывное излучение малого уровня и импульсы взрывного характера. Непрерывное излучение малого уровня - эта часть акустической эмиссии наблюдается обычно постоянно и очень похожа на фон электрических шумов. Она связана с пластической деформацией, происходящей при относительно малых напряжениях. Амплитуда этой составляющей увеличивается с увеличением растягивавшей нагрузки и уменьшается после прохождения предела текучести материала. Импульсы взрывного (дискретного) характера - эта составляющая наблюдается только

периодически. Обычно они характеризуются более высокой амплитудой и связываются с процессом двойникования и образования микротрещин.

В настоящее время наиболее часто используемые параметры АЭ сигналов являются следующим: пиковая амплитуда АЭ, энергия АЭ, амплитудное распределение (распределение количества сигналов по их амплитудам), счет АЭ (число регистрируемых импульсов АЭ в единицу времени), уровень дискриминации (ограничения, отсечка сигнала – уровень электрического напряжения, относительно которого производится регистрация сигналов АЭ), суммарный счет (число зарегистрированных импульсов АЭ, превышающих уровень дискриминации за время измерения), интенсивность потока [113]. Пиковая амплитуда АЭ прямо определяет упругую энергию, высвобождаемую при хрупком разрушении. В отличие от хрупкого, при развитии вязкой трещины энергия высвобождается за много скачков с пластической деформацией между ними, следовательно, при том же размере трещины излучается цуг упругих импульсов, из которых методом пиковых амплитуд [128-130] регистрируется одна, наибольшая (обычно первая). Таким образом, скачкообразное увеличение пиковой амплитуды АЭ при одинаковых размерах трещин будет означать переход от вязкого разрушения к хрупкому.

Используя это обстоятельство, определяют температуру перехода от вязкого к хрупкому разрушению по измерениям АЭ на «микрообразцах». Оценка трещины по прямым измерениям пиковой амплитуды в сопоставлении с фактографическими анализом изломов позволила описать механизм зарождения и кинетику образования шейки и классифицировать разрушения высокомарганцевой стали типа Г7Х2МФ.

Применение метода акустической эмиссии связано с рядом трудностей, обусловленных спецификой методов испытаний. Так возможность совместного действия различных механизмов распространения трещин и вариации их вклада в общий процесс развития трещин, большое время реверберации ультразвуковых волн в твердом теле усложняют характер сигналов АЭ, затрудняет их расшифровку, что является часто основной причиной получения противоречивых результатов, например, [91,131]. Это определяет необходимость дальнейшего совершенствования методики акустической эмиссии. В частности, необходимо продолжить работу по выбору и физическому обоснованию параметров АЭ для характеристики макро- и микропроцессов разрушения, построению соответствующей аппаратуры. Совершенствование методики расшифровки АЭ целесообразно проводить с использованием других методов исследования процесса разрушения металлов, например, фрактографического.

1.5.3.2.2 Фрактографические методы исследования поверхности разрушения

Фрактография (от лат. fractis – излом) – описание поверхности изломов материалов с целью анализа причин и процесса разрушения, оценки качества матерала. Исследование изломов имеет большое практическое значение и занимает особое место среди прочих физических методов при изучении связи состава и структуры материала с прочностью, а также при изучении процесса образования и развития трещин [14, 38,132-134], благодаря тому, что в строении излома находят четкие отражение всех стадий разрушения, выявляются зоны с наиболее неблагоприятным сочетанием условий нагружения и свойств материала.

Впервые распространение трещины было изучено Н.П. Щаповым в 1930 году. При наблюдении металлографического шлифа под микроскопом можно понять, по какой из составляющей микроструктуры в основном распространяется трещина [6].

Изучение поверхности разрушения можно проводиться на разных уровнях наблюдения и различными методами исследования: невооруженным глазом или с помощью световой микроскопии (при увеличении не более 50) для получения качественной характеристики, оценки вида излома при макроскопической фрактографии; с использованием электронной микроскопии (просвечивающая электронная микроскопия – ПЭМ, растровая (сканирующая) электронная микроскопия – РЭМ) при увеличении до 10000-30000 раз для определения микромеханизмов разрушения и получения их качественных или количественных оценок при микроскопической фрактографии [134]; Оже-электронная спектроскопия, рентгенографические, электрохимические и другие методы определения локальной химической неоднородности, фазового состава, строения плоских поверхностных слоев объекта [135]. Для получения полного представления о механизме разрушения так же используются методы прямой трехмерной 3D-регистрации, синтеза 3D-картины из нескольких 2D (стереофотограмметрия) и косвенного анализа 3D-особенностей по 2D-кадру – “плоскому” снимку [6].

На сегодняшний день, современные аппаратные средства и программные обеспечения дают возможность получить рельефы поверхности излома на трех масштабных уровнях измерения: макро-, микро- и мезоуровне. Очевидно, что именно такой подход позволяет извлечь максимально полный объем информации о процессе разрушения, что, в свою очередь, определяет значимость технологических рекомендаций, сделанных на этой основе. Так, например, с помощью специальных компьютерных программ и методов контроля качества продукции (по структуре и излому) дают понимание причин анизотропии свойств металла [136].

Количественные методы исследования изломов по способу измерения можно разделить на прямые и косвенные методы. Профилометрия является одним из наиболее

распространенных прямых методов, заключающаяся в измерение профилей изломов вдоль непрерывной линии перемещением измерительного щупа. Диапазон измеряемых размеров от единиц сантиметров (контактные профилографы) до единиц ангстрем (туннельный микроскоп).

Косвенно грубый мезорельеф ямочного излома может проанализирован с помощью картины теней, если длиннофокусная камера сфокусирована на объект: статистика рельефа описывается изменением числа пятен тени или длины их контуров (методом секущих) в зависимости от угла наклона, а при необходимости серия последовательных теневых картин позволяет полностью восстановить мезорельеф с использованием алгоритмов томографии.

С точки изучения сопротивляемости материала разрушению, прежде всего, представляет интерес изучение шероховатости поверхности излома, его микростроения, а также соотношения между участками макро-среза и макроотрыва.

Шероховатость излома в определенной степени отражает макро-, мезо- и микро-неоднородность строения его поверхности [14,137-138], и это определяется тем, что процесс разрушения в общем случае носит дискретный, "скачкообразный" характер [108]. При макропластичном разрушении как правило, чем выше шероховатость излома, тем более пластично шло разрушение и меньше его скорость распространения. Тем не менее, нет однозначной связи между шероховатостью и скоростью развития трещины [14].

Прямое измерение и сопоставление рельефа излома двух ответных половин образца воссоздает историю развития трещины, а в случае несовпадения укажет место и степень неравномерности пластической деформации при раскрытии трещины [139-141].

В то же время при макроскопическом исследовании изломов не выявляются закономерности микростроения изломов, позволяющие во многих случаях выделить основные механизмы разрушения металла [14]. С этой целью разработаны методы электроноскопического анализа тонкого строения изломов.

Практика показывает, что прямое выделение и измерение характерных элементов изломов (скол, квазискол, ямочный излом, зернограничный и их разновидности) является более эффективным средством анализа количественных связей "структура-сопротивление разрушения". При анализе разрушения важное значение имеют работы, направленные на установление связей между количественными характеристиками ямочного рельефа (линейный размер ямки, глубина, степень вытянутости в плоскости разрушения, расстояние между ямками определенных размеров) и хрупкого разрушения (длина фасетки и угол разориентировки) со свойствами материала.

При определении характеристики рельефа следует учитывать, что фрактограммы являются лишь проекциями деталей рельефа, что в значительной степени снижает достоверность полученных результатов. Эти недостатки методики могут быть устранены с

помощью стереофрактографического метода исследования изломов, который позволяет получить истинные размеры элементов рельефа, построить 3D-картину поверхности изломов по стереопарам, полученным при помощи СЭМ [105,142-145].

Таким образом, очевидно, что применение методов количественной фрактографии во многих случаях дает возможность установить причину и понять механизм протекания процесса разрушения материалов. Успешное решение этого вопроса очевидно должно основываться на комплексной количественной оценке строения излома на макро-, мезо- и микроуровнях с применением аппарата теории случайных функций, использования автоматических анализаторов изображения.

Получение новых количественных данных о поверхности разрушения и их целесообразно дополнить другими физическими методами исследования, в частности, методом акустической эмиссии. Это будет способствовать повышению достоверности получаемых результатов, дальнейшему решению более сложных задач и в конечном итоге прогрессу фрактографии.

Выводы по аналитическому обзору

Сопоставлены структурные и металлургические факторы, определяющие разрушение конструкционных сталей, такие как неметаллические включения, размер зерна, структуры и состав стали. Важную роль в разрушение играют геометрические параметры включений: размеры, формы, распределение в объеме, определяемое способом выплавки стали и последующим переделом. На процессы разрушения стали неметаллические включения влияют также и косвенно - через зерно. Известно, что измельчение зерна способствует увеличению пластичности и снижению порога хладноломкости. Одновременно с повышением вязкости измельчение зерна приводит к увеличению прочности. Уровни прочности и пластичности стали определяет ее микроструктура, которая в большинстве случаев – результат превращения высокотемпературной фазы (аустенита) при охлаждении в процессе термообработки. Разнообразное проявление технологической наследственности при производстве материалов приводит к проявлению структурной неоднородности и разномасштабных структур, существенно отличающихся своей геометрией даже в рамках хорошо отлаженной технологии. Это приводит к значительному разбросу свойств материалов и даже появлению вспышек брака.

Неоднородность разномасштабных структур в конструкционных сталях (при номинально однотипных структурах) играет важную роль в формировании неоднородности пластичности и вязкости. Дальнейшее углубление представлений о механизмах разрушения разнообразных структур позволит выработать на этой основе критерии допустимой неоднородности структур, обеспечивающие получение заданного уровня пластичности и вязкости. Решение данной задачи возможно при использовании современных информационных

технологий (компьютеризированных средств наблюдения и измерения, в том числе современных программных продуктов).

Современные средства наблюдения разрушения позволяют обеспечить прогноз свойств неоднородных структур, что способствует выявлению структурных и металлургических факторов, лимитирующих качество стали, и выработки методов управления ими. Однако, не смотря на множество программных продуктов, признанных обрабатывать различные виды изображений, многие из них не позволяют автоматически решить любую задачу.

Для оценки сопротивления разрушению материалов наиболее распространённым критерием является критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC}. Он есть мера трещиностойкости материалов и является константой. Основной недостаток параметра K_{IC} для материалов в состоянии средней прочности – необходимость использования образцов больших размеров и мощной испытательной машины. В последнее время получил развитие критерии нелинейной механики разрушения, в частности определение критического раскрытия трещины (КРТ). Однако, имеющиеся экспериментальные данные в этой области физически не обоснованы и требует дальнейшее совершенствование методики определения для повышения достоверности полученных значений характеристик трещиностойкости. Это должно основываться на изучении геометрии раскрытия трещины и кинетики ее распространения с использованием метода АЭ и фрактографического анализа. Благодаря своим преимуществам перед другими методами контроля во многих случаях метод АЭ является единственным методом регистрации зарождения и развития трещины.

Постановка задач исследования

Для решения задач, связанных с оценкой неоднородности строения структур и разрушения (по виду излома, в частности) необходимо дальнейшее развитие метрологически обеспеченных компьютеризированных процедур измерения геометрии данных изображений, в т.ч. 3D-моделей (применимо к изломам).

Измерение структур целесообразно проводить в единых координатах (на одном шлифе), это может быть полезно для оценки их взаимосвязи, особенно с учетом их происхождения в рамках эволюции и трансформации по технологической цепочке и кооперативного влияния на процессы деформации и разрушения разномасштабных структур.

Для объективной оценки сопротивляемости структурно неоднородных материалов разрушению необходимо развитие методов с привязкой к структуре металла (её аномалиям). В этой связи перспективным является развитие подходов к определению деформационного критерия вязкости разрушения – критического раскрытия трещины на основе углубления представлений о геометрии раскрытия трещины в рамках классической концепции определения КРТ и кинетики её распространения.

2 Материал и методика исследования

2.1 Материал

В качестве объекта исследования были выбраны три поковки кубической формы и цилиндрической формы из стали 38ХН3МФА (таблица 1). Плавки из 70 - тонной мартеновской печи были разлиты на 4,8 - тонные слитки, часть слитков была подвергнута электрошлаковому переплаву (ЭШП). Содержание элементов было в пределах ГОСТ 4543 [146].

Таблица 1 – Химический состав стали типа 38ХН3МФА

Выплавка	Массовая доля элементов, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu
Мартен	0,41	0,22	0,22	0,020	0,02	0,87	3,32	0,58	0,14	0,03
ЭШП	0,41	0,29	0,33	0,010	0,006	0,98	3,12	0,60	0,12	0,11

После ковки на конечный размер квадратного поперечного сечения 500 мм (уков 2,24 - 2,7), проводили противофлокенный отжиг (900 - 920°С с изотермической выдержкой 6 - 17 час.) и двух- или однократную нормализацию при 865 - 880 °С (6 час.). Далее – закалка (850 - 870 °С, 3,5 - 4,5 часа, охлаждение через воду в масло) и одно- или двукратный отпуск (550 - 615 °С, 4 часа и 565-585°С, 6 час., охлаждение на воздухе) (таблица 2).

После ковки на конечный размер квадратного поперечного сечения 500 мм (уков 2,24 - 2,7), проводили противофлокенный отжиг (900 - 920°С с изотермической выдержкой 6 - 17 час.) и двух- или однократную нормализацию при 865 - 880 °С (6 час.). Далее – закалка (850 - 870 °С, 3,5 - 4,5 часа, охлаждение через воду в масло) и одно- или двукратный отпуск (550 - 615 °С, 4 часа и 565-585°С, 6 час., охлаждение на воздухе) (таблица 2).

Таблица 2 – термическая обработка поковок, °С

Вид поковки	Нормализация	Закалка	Отпуск 1	Отпуск 2
кубическая	875-880°С, 5,0 ч.	855 - 870°С, 4,3 ч.	605-615°С	—
цилиндрическая	915–925°С, 5,3 ч.	850–870°С; 3,5–4,5 ч.	520 °С; 3,5 ч	540 °С; 6 ч

Для оценки степени разброса механических свойств по сечению поковок во взаимно перпендикулярных направлениях (вдоль их диаметров) были вырезаны образцы на растяжение, удар и трещиностойкость. Испытания на растяжение восьмикратных тангенциальных образцов типа III диаметром 10 мм (ГОСТ 1497) проводили на испытательной машине 1231-У10 со скоростью нагружения не более 0,2 мм/мин при комнатной температуре. Ударные испытания проведены на тангенциальных образцах с U-образным надрезом (ГОСТ 9454) в интервале

температур +20...-196 ºС на копре МК-30. Всего испытано 22 разрывных и 70 ударных образцов от четырех поковок.

Для оценки взаимосвязи разномасштабных структур были получены изображения дендритной структуры, неметаллических включений (НВ), серного отпечатка (СО) и микроструктуры (в одной плоскости шлифа ø20мм) в масштабах головки образцов на растяжение в плоскости, параллельной плоскости изломов, методики их получения описаны в следующем разделе.

2.2 Методика исследования

2.2.1 Подготовка образцов (шлифов) для металлографического исследования

Металлографические исследования проводили на шлифах диаметром Ф20мм, отобранных с головной части образца на растяжение. Были подготовлены всего 4 шлифа. Основные исследования структуры проводились на шлифованной поверхности образцов, параллельной плоскости изломов.

Подготовка образцов заключается в проведении вырезки (распиловки) поперечных образцов, шлифования, полирования и последующего выявления НВ, СО и микроструктуры, макроструктуры (травления). Для анализа НВ микро- и макроструктуры стали с использованием станка для прецизионной резки Buehler IsoMet 4000 и автоматического шлифовально-полировального станка Buehler AutoMet 250, были изготовлены металлографические шлифы. Цифровые изображения разномасштабных структур получены на микроскопе класса AxioLab Observer D1m Carl Zeiss в диапазоне увеличений 50 – 1000 крат.

Процедура шлифования необходима для выравнивания поверхности и снятия деформаций при минимуме повреждений. Полирование позволяет полностью устранить повреждения поверхности.

Для приготовления качественного (с малым количеством рисок) металлографического шлифа на шлифовально-полировальной машине Buehler AutoMet 250 необходимо сначала на шлифовальной бумаге поэтапно, переходя от крупноабразивной бумаги Р320 (малая дисперсность абразивных частиц) к мелкоабразивной бумаге Р2500 (большая дисперсность абразивных частиц), добиться плоско-параллельного состояния шлифа с минимальным количеством рисок. Абразивные частицы, остающиеся на поверхности образца после шлифования, удаляют путем промывки водой. На заключительной стадии используется ткань, с нанесением на неё алмазной суспензии METADI SUPREME 0,6 ÷ 0,05 мкм, полируется шлиф до полного отсутствия на нем рисок. Для очищения и обезжиривания поверхности

шлифа применяют денатурированный спирт и просушивают фильтровальной бумагой.

2.2.2 Металлографические исследования Н.В и анализ микроструктуры

Для обеспечения возможности прямого наблюдения и измерения разнородных структур на одном шлифе с целью оценки их степени взаимосвязи и выявления критических параметров структур, определяющих разброс свойств на каждом нетравленом шлифе предварительно нанесены отпечатки (твердомер BUEHLER OMNIMET MHT) при минимальном уровне нагрузки, обеспечивающем их сохранность в процессе последующей работы со шлифами и исключающем воздействие на структуру.

После полирования и промывки шлифы помещают под микроскопом для анализа НВ. На нетравленом шлифе, т. е. непосредственно после полировки, на светлом поле микрошлифа можно хорошо видеть НВ различной природы (сульфиды, оксиды, силикаты, нитриды, шлаки и др.).

С целью оценки загрязненности НВ и сопоставления с изображениями микроструктур, дендритной структуры и СО составлялись панорамы поверхности шлифов всех образцов при увеличении ×100–×500, для этого были получены по 300 ÷900 снимков, для каждого образца. Сшивку отдельных кадров в панорамы, покрывающие всю площадь шлифа, проводили с использованием системы автоматического анализа изображений Thixomet.

Фото обрабатывались с помощью программ ImegExpert Pro 3 и ImageJ. По методике, разработанной на кафедре МиФП для проведения обсчета изображений, проводились следующие операции: выравнивалась освещенность снимков, повышался контраст, изображение переводилось в черно-белый цвет (бинаризация).

Получены количественные данные по основным параметрам включений, а именно: площадь, максимальный, минимальный и средний диаметры, объемная доля, плотность, вытянутость и параметр формы.

Микроструктура стали выявляли с помощью травления в 3% спиртовом растворе азотной кислоты HNO3. Продолжительность травления - от нескольких секунд до минуты. Оптимальность травления контролировалась просмотром протравленного шлифа в оптическом микроскопе.

Поверхность поперечных шлифов после травления изучалась на оптическом микроскопе класса AxioLab при увеличении x50-500. Как и следовало ожидать наблюдаемые микроструктуры исследуемой стали – феррит и бейнит. Микроструктуру оценивали по ГОСТ 8233-56.

Травлением в горячем пересыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением моющего средства "FAIRY" в качестве ПАВ с последовательными переполировками была определена зеренная структура бывшего аустенита в сталях. Время травления подбиралось эмпирически.

2.2.3 Методика подготовки шлифов для исследования макроструктуры

Дендритная структура наблюдалась после глубокого травления (45 мин - 1 час) в 50 % - водном растворе соляной кислоты.

Подготовленные образцы были погружены в термостойкую колбу так, чтобы поверхности шлифов не соприкасались. Травильный раствор - 50 % водный раствор соляной кислоты - заливали в колбу со шлифами и нагревали до температуры 80 °С. Через 20 мин после того, как начиналось обильное выделение пузырьков газа с поверхности металла, образцы осторожно вынимали из реактива щипцами или рукой, защищенной резиновой перчаткой, и сразу же промывали спиртом. Просушенные и остывшие образцы протирали резиновым ластиком, чтобы лучше видеть макроструктуру металла. Затем протравленный образец сканирован для изучения макроструктуры.

В случае сильного растравливания металла (потемнение поверхности, появление ложной пористости по всему сечению, шероховатости) испытания повторяли на тех же образцах после снятии поверхностного слоя на глубину не менее 2 мм.

2.2.4 Серный отпечаток по Бауману

Ликвацию серы определяли по методу Баумана. Опыт проводят в темной комнате при малом освещении красной лампы, иначе фотобумага засветится и ничего не получится.

Для снятия серного отпечатка макрошлифы были отшлифованы и отполированы, обезжирены спиртом. Лист глянцевой бромосеребряной фотографической бумаги вымачивали на свету в течение 5-10 минут в 5%-ном водном растворе серной кислоты, доставали, слегка просушивали между двумя листами фильтровальной бумаги для удаления избытка раствора и выкладывали на стол. Наложили эмульсионной стороной фотобумаги на макрошлиф, приглаживая сверху рукой, удаляя образующиеся пузырьки газов, выдержали на макрошлифе в течение 2-3 мин. Затем осторожно снимали фотобумагу, зафиксировали в течение 20 минут в 25%-ном водном растворе гипосульфита (фотозакрепителя). Готовый отпечаток тщательно промывали в воде и просушивали. После чего сканировали при максимальном разрешении - 2400 точек на дюйм для исключения ошибок из-за искажения высыхающей фотобумаги.

Полученные на фотобумаге участки коричневого цвета указывают на места, обогащенные серой (скопления сульфидов). Пятно серного отпечатка всегда значительно больше породившего его сульфида (MnS), потому что при его растворении серной кислотой сера переносится на фотобумагу в виде сульфида серебра газом по цепи реакций $MnS \rightarrow H_2S \rightarrow Ag_2S$. Кроме того, размер пятен отпечатка зависит от времени его получения. Но в [30] подтверждается, что на одном отпечатке распределение площади пятен должно быть связанно с распределением размера сульфидов, поскольку пятна дают сульфиды из того же диапазона размеров, что и металлографические измерения.

2.2.5 Методики оценки вязкости разрушения по деформационному критерию – Определение критического раскрытия трещины

Оценку трещиностойкости проводили с использованием деформационного критерия вязкости разрушения δ_c (КРТ)т.к. применение наиболее апробированного критерия вязкости разрушения - критического коэффициента интенсивности напряжения K_{IC} было затруднено в связи с развитой пластической деформации в окрестности вершины трещины и, следовательно, необходимо использовать большие образцы и соответственно мощную испытательную машину.

КРТ– расстояние между берегами трещины в её вершине и определяется, исходя из классической модели [96], предполагающей, что раскрытие берегов трещины происходит путем вращения ее берегов относительно некоторого центра вращения, в соответствии с выражением

$$\delta c = \frac{Vc}{1+n\frac{l+z}{B-l}}$$

где Vc – смещение в критический момент, n – коэффициент вращения,

$$n = (B - l)/(L - l - z) \qquad (13)$$

B – высота образца, z – расстояние между образцом и датчиком, l – длина усталостной трещины, L – расстояние от поверхности образца до центра вращения С.

Испытания на трехточечный изгиб образцов плоской прямоугольной формы (10х20х120 мм) и (15х20х120 мм) с наведенной усталостной трещиной (рисунок 9) проводились на универсальной испытательной машине Instron 150LX с одновременной записью диаграммы нагрузки и смещения берегов трещины с помощью датчиков смещения консольного типа. Расстояние между опорами при испытании составляет 80 мм, скорость нагружения 0,5 мм/мин. Испытания проводились при комнатной температуре. Схема испытания изображена на рисунке 10.

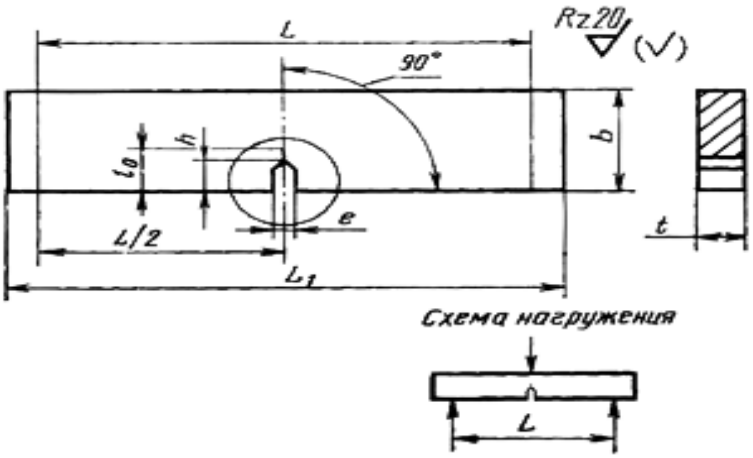


Рисунок 9 – Вид образцы для испытания



Рисунок 10 – Схема испытания

Следует отметить, что δ_c, рассчитанный по форуме, приведенной в [76] ГОСТ 25.506 –85 «Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении», не учитывает особенность кинетики распространения трещины и может дать не корректные результаты.

Оценку кинетики распространения трещины, в т.ч. определение момента старта трещины проводили с использованием метода акустической эмиссии (АЭ). Сигналы АЭ были записаны и обработаны с использованием преобразователя акустической эмиссии (широкополосным датчиком UT-1000) на базе платформы PXI, оборудования компании National Instruments и виртуальных приборов, созданных в среде графического программирования LabVIEW. В процессе испытания производилась регистрация акустической эмиссии с помощью двух установок. Записи сигналов АЭ и диаграммы «P - V» синхронизировали по меткам времени. Для идентификации импульсов АЭ, отвечающих

скачкам трещины и декорирования переднего фронта растущей трещины, у части образцов после регистрации некоторых i- мощных импульсов ($N_i = 1 \div 3$) нагружение останавливали на ниспадающем участке диаграммы «нагрузка - смещение» (0,9 – 0,5 от значения максимальной нагрузки), затем разгружали образец и вновь доламывали его при более высокой скорости нагружения. На рисунке 11 показан характерный вид диаграмм нагрузка-смещение трещины, полученных в результате испытаний, совмещенный с сигналами акустической эмиссии.

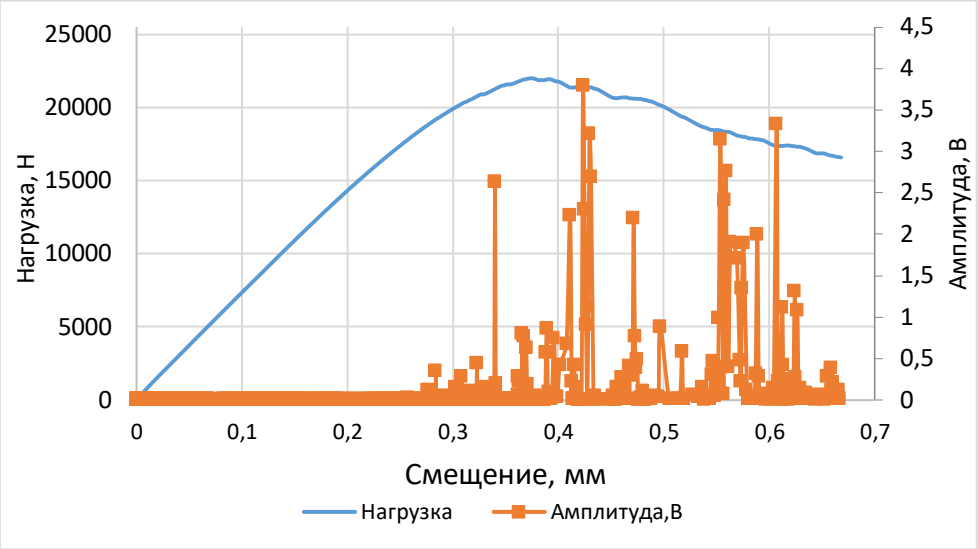


Рисунок 11 – Характерный вид диаграмм «Нагрузка-Смещение» и распределение АЭ

В таблице 3 представлены параметры, использовавшегося в экспериментах, широкополосного датчика акустической эмиссии UT-1000.

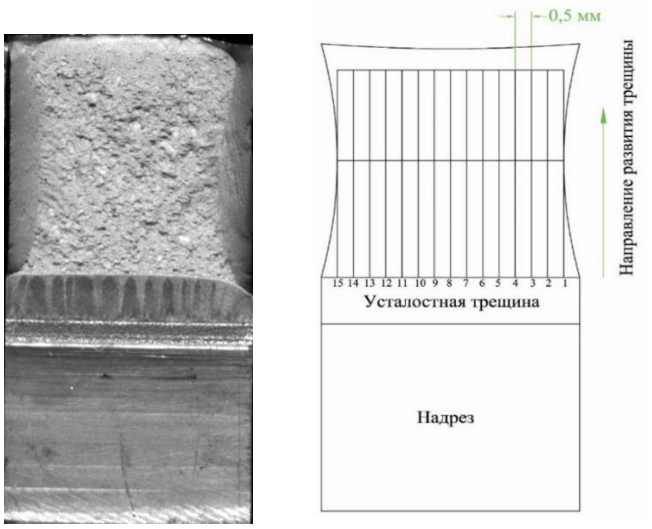
Таблица 3 - Параметры преобразователя акустической эмиссии UT-1000

Размеры (диаметр, высота), мм	Вес, г	Рабочие температуры, °С	Максимальная чувствительность, В/м/сек	Диапазон рабочих частот, кГц	Резонансная частота, кГц
18,17	20	от минус 65 до 177	64	от 50 до 1000	60

В качестве усилителя и фильтра использован усилитель 2/4/6 производства Physical Acoustics. Пьезодатчик АЭ устанавливался на полированной боковой поверхности образца и прижимался к поверхности металла через слой масла.

Морфологию изломов исследовали на основе результатов их измерения рельефа методами профилометрии и макросъемки (реконструированные 3D-модели изломов) (также и для изломов образцов на растяжение) (рисунок 12). На дне “макрохрупкого квадрата” изломов

образцов тип 4 измерено от 15 до 200 профилей длиной 6-8,5 мм с шагом 5-10 мкм, начиная от усталостной трещины в направлении распространения трещины. Шаг между смежными профилями – 10-500 мкм.



а) б)

Рисунок 12 – Излом образца на вязкость разрушения (а) и схема измерения профилей излома (б) при исследовании закономерностей развития трещины

Также проводились фрактографические исследования на сканирующем электронном микроскопе TES'CAN VEGA3 и HITACHI S80 при увеличении ×50…5000.

3D измерение изломов образцов позволило сопоставить результаты измерения кинетики распространения трещины (на основе мониторинга акустической эмиссии) с морфологией изломов. Это существенно повысило точность определения величины КРТ предложенной методикой, в частности, позволило определить δ_c в каждый момент скачка трещины с учетом величины подроста трещины.

2.2.6 Методика получения 3D моделей изломов образца на вязкость разрушение

Цифровые трехмерные изображения рельефа изломов были получены с использованием комплектующего модуля к оптическому микроскопу «Оптофракт – 5М» с использованием оптических узлов микроскопа МБС-9 и цифровой системной фотокамеры Nikon J1, разрешение составило 10,1 Мпикс. План съемки представлял собой серию снимков, полученных при постоянном наклоне оптической оси камеры к нормали рельефа, равном 45 град. В каждой серии было по 40 кадров и 1 контрольный, угол поворота относительно нормали рельефа между кадрами равен 9 град. Для получения достаточной глубины резкости апертура оптической системы установлена в значение 1/16, для избранной чувствительности ISO 100 экспозиция

составляла 0,1-0,5 секунды. Освещение обеспечивалось полусферным рассеянным источником белого цвета (светодиодные панели через молочные светофильтры).

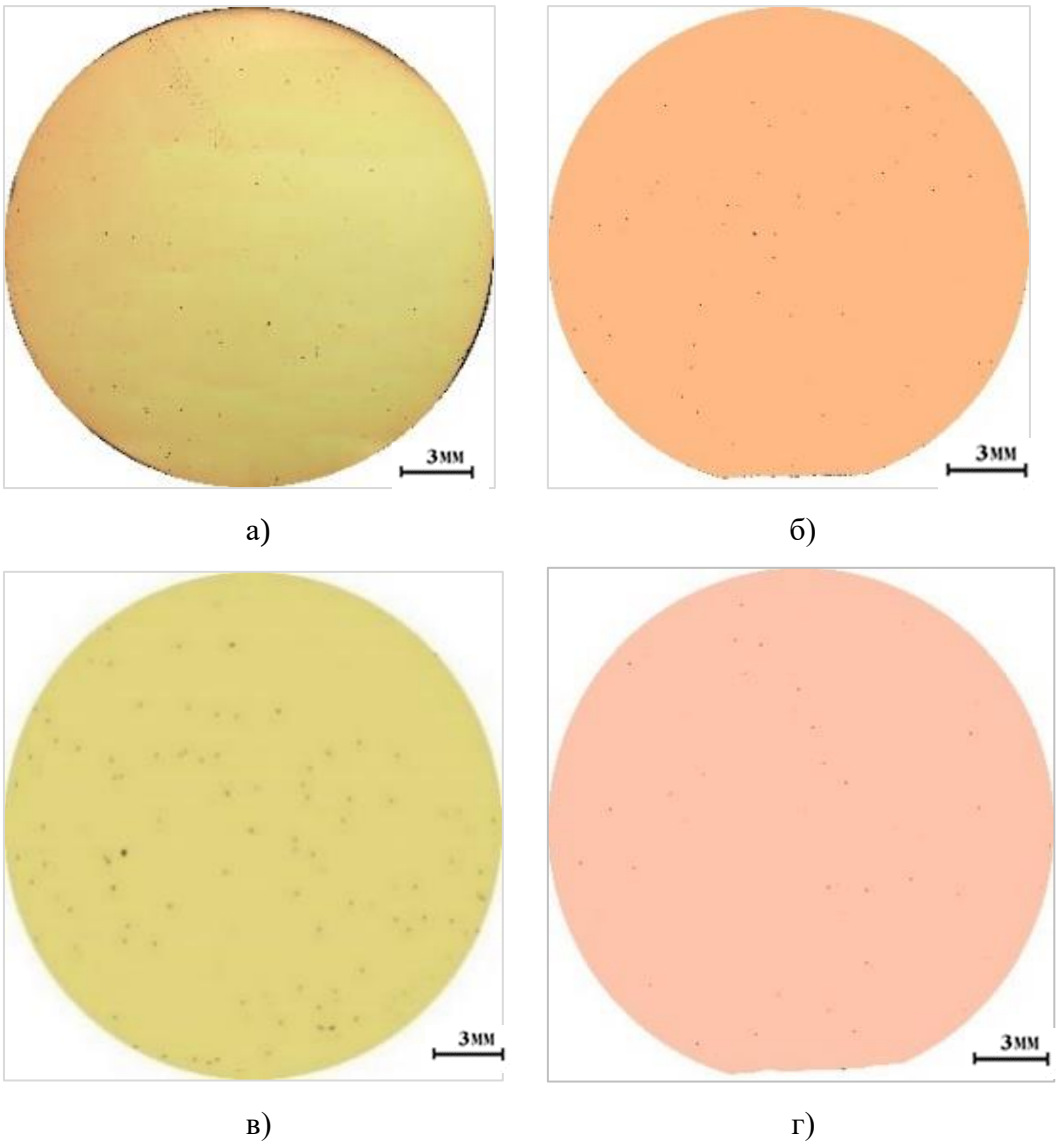
Разрешающая способность метода составила 5 - 10 мкм по каждой из трех координат, общий анализируемый объем соответствует площади излома в плане 10×10 мм и 5 мм по третьей координате.

Создание цифровой трехмерной триангуляционной модели на основе полученных серий фотографий производилось с использованием программных пакетов OpenMVG, OpenMVS и специально разработанных служебных модулей на языках программирования C++ и Python. В результате программной реконструкции поверхности получали нетекстурированные триангуляционные модели в форматах Stanford PLY и Wavefront OBJ. Визуализация, редактирование (поверхности и облака точек) производился с использованием ПО MeshLab и CloudCompare, расчет основных характеристик 3D-рельефа в ПО Gwyddion.

3 Масштабы неоднородности разнородных структур и разрушение в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХН3МФА

3.1 Виды разномасштабных структур стали 38ХН3МФА

В образцах стали 38ХН3МФА обнаружены НВ различной природы и размеров (рисунок 13).



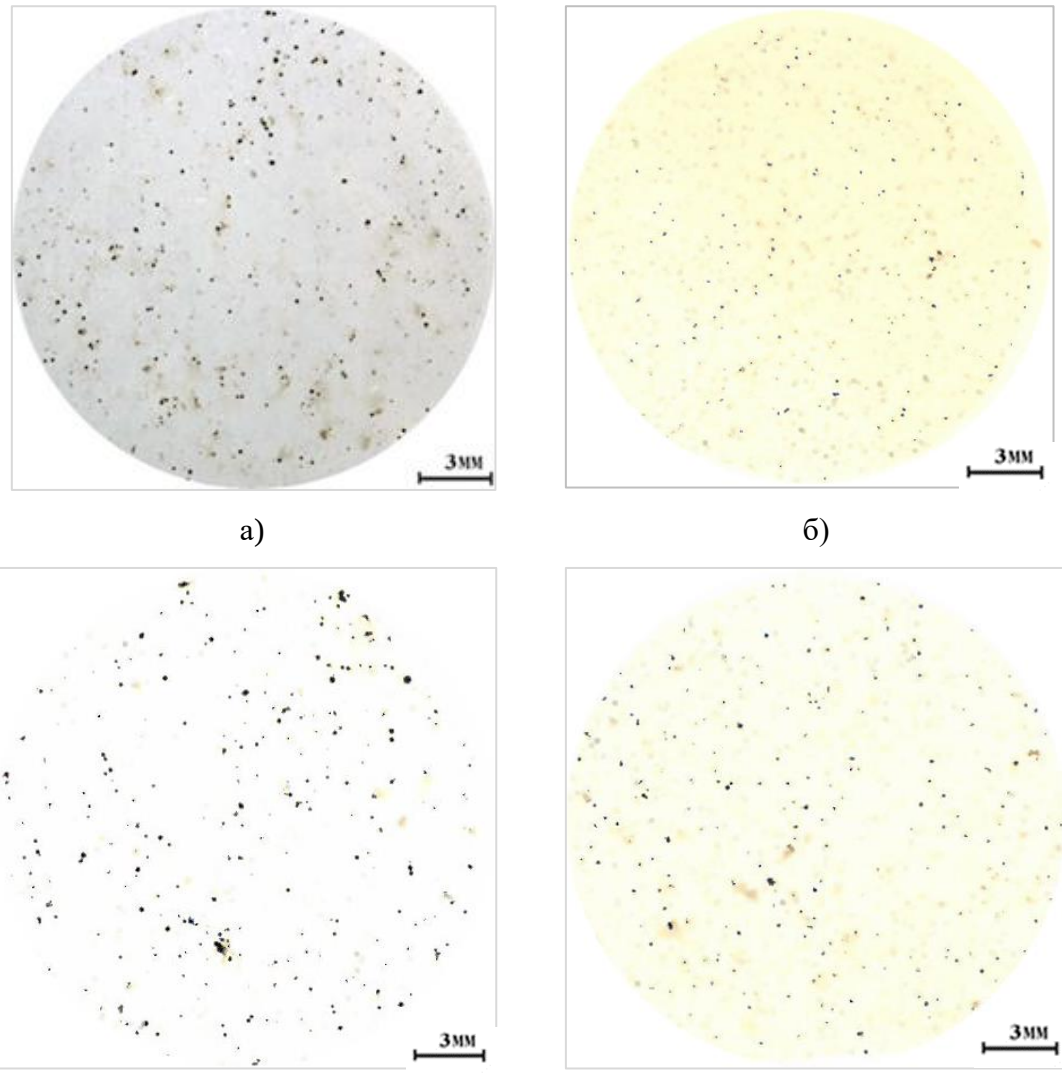
а) б)

в) г)

Рисунок 13 – Изображение панорамы НВ в масштабе образца (Ф20 мм) при увеличении ×100, образец 1,2,3,4 соответственно

Их количественные характеристики были следующими: плотность НВ находилась в интервале от 8,08 до 15,81 шт/мм^2, объемная доля НВ варьировалась в интервале 0,055 ÷ 0,0801% , что свидетельствует об относительно высокой степени чистоты стали 38ХН3МФА по неметаллическим включениям.

Методом Баумана были получены панорамы серного отпечатка, их графически представлены на рисунке 14 и количественные характеристики геометрии СО в таблице 4.



а) б)

в) г)

Рисунок 14 – Изображение панорамы серного отпечатка в масштабе образца диаметром 20мм, образец 1,2,3,4 соответственно

Таблица 4 – Статистика значений геометрии темных пятен серного отпечатка

Образец	Общая площадь ($мм^2$)	Количество объектов	Плотность ($Шт/мм^2$)	Объемная доля (%)
№1	2,759	439	1,40	0,8786
№2	1,763	167	0,53	0,5615
№3	4,042	240	0,76	1,2873
№4	1,532	145	0,46	0,4879

Дендритная структура (в масштабах образцов и поковок) обусловленная ликвацией была выявлена с помощью глубокого травления (рисунок 15-16). Для крупных поковок из стали 38ХН3МФА-Ш была характерна сохранившаяся литая структура. Светлые участки – дендриты,

темные – межосевые пространства. В макроструктуре исследуемых поковок наблюдалось несколько видов зон, отличающихся своим строением. В периферийной зоне оси столбчатой структуры были примерно перпендикулярны поверхности поковки. В промежуточной зоне они сменялись изотропной структурой – мелкодисперсная смесь дендритов, а в центральной зоне – грубые дендриты, оси которых расположены под углом друг к другу (рисунок 16). Исследуемые поковки отличались друг от друга размерами зон.

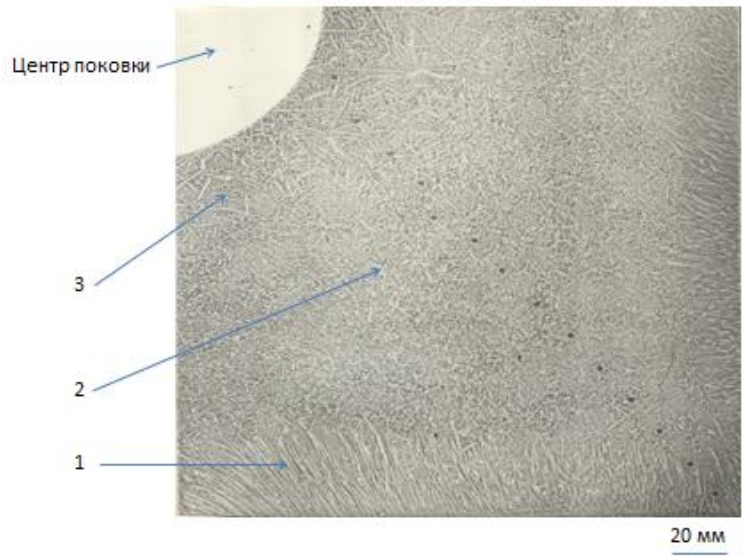
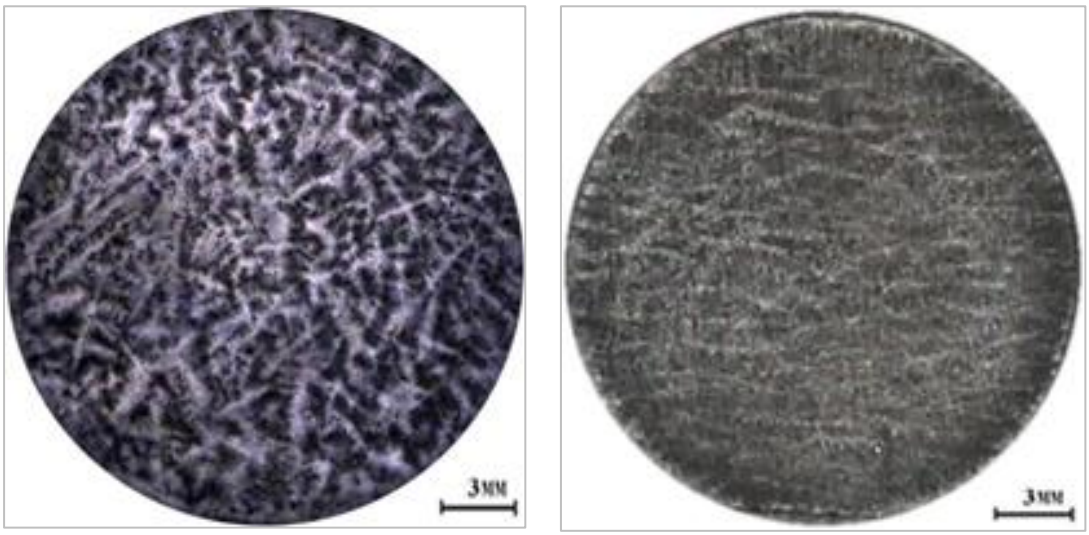
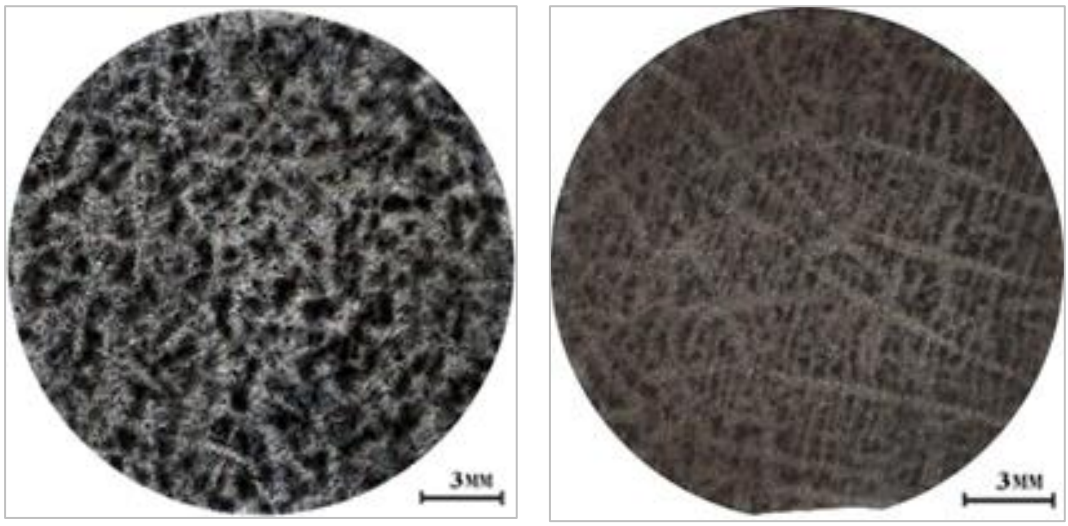


Рисунок 15 - Области столбчатых (*1*), мелкодисперсных (*2*) и грубых (*3*) дендритов в макроструктуре поковки из улучшаемой стали 38ХН3МФА



а) б)



в) г)

Рисунок 16 – Изображение панорамы макроструктуры в масштабе образца диаметром 20мм, образец 1,2,3,4 соответственно

Измерения характеристики макроструктуры (толщина дендритов, средний шаг дендритов) и микроструктуры с использованием метода случайной секущей проводились на бинарном изображении в программе Image Expert Pro. На панораме макроструктуры и микроструктуры проводили всего 40 горизонтальных секущих с шагом 0,5 мм. Подготовка изображения макро- и микроструктур для последующего измерения заключалась в бинаризации, и последовательной эрозией-дилатацией. Критерий выбора шага эрозии-дилатации основан на неизменности количества объектов при изменении шага эрозии - дилатации (рисунок 17). Масштабный коэффициент К = 10,81 мкм/пиксель.

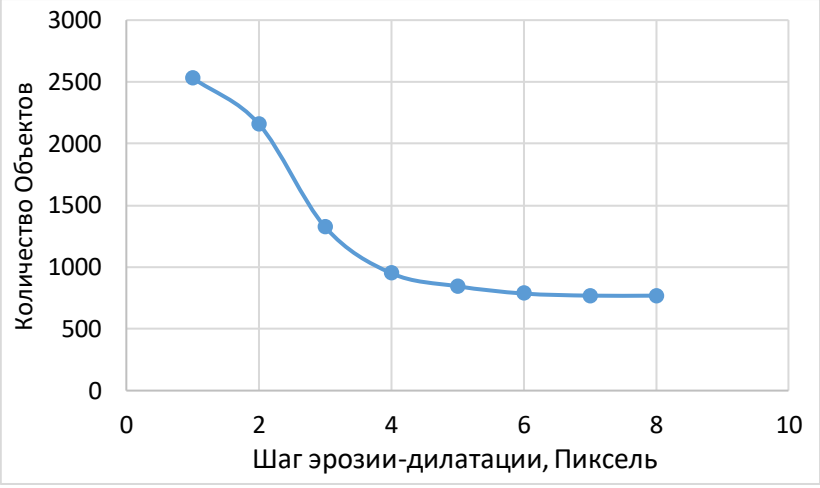


Рисунок 17 – Изменение количества объектов от цикла “эрозия-дилатация”

Шаг дендритов варьируется в пределах от 58 мкм до 3822,77 мкм, толщина дендритов от 56,72 до 2895,84 мкм, углы ориентировки относительно выбранного (вертикального) направления дендритов в интервале от -80° до 65°. Геометрию макроструктур всех образцов характеризует выраженная анизотропия их характеристик.

Микроструктура стали 38ХН3МФА представляет собой феррит и бейнит. В масштабе образца наблюдались крупные области ферритных структур (Рисунок 18). Их шаг варьируется в пределах от 95,82 до 386,5 мкм.

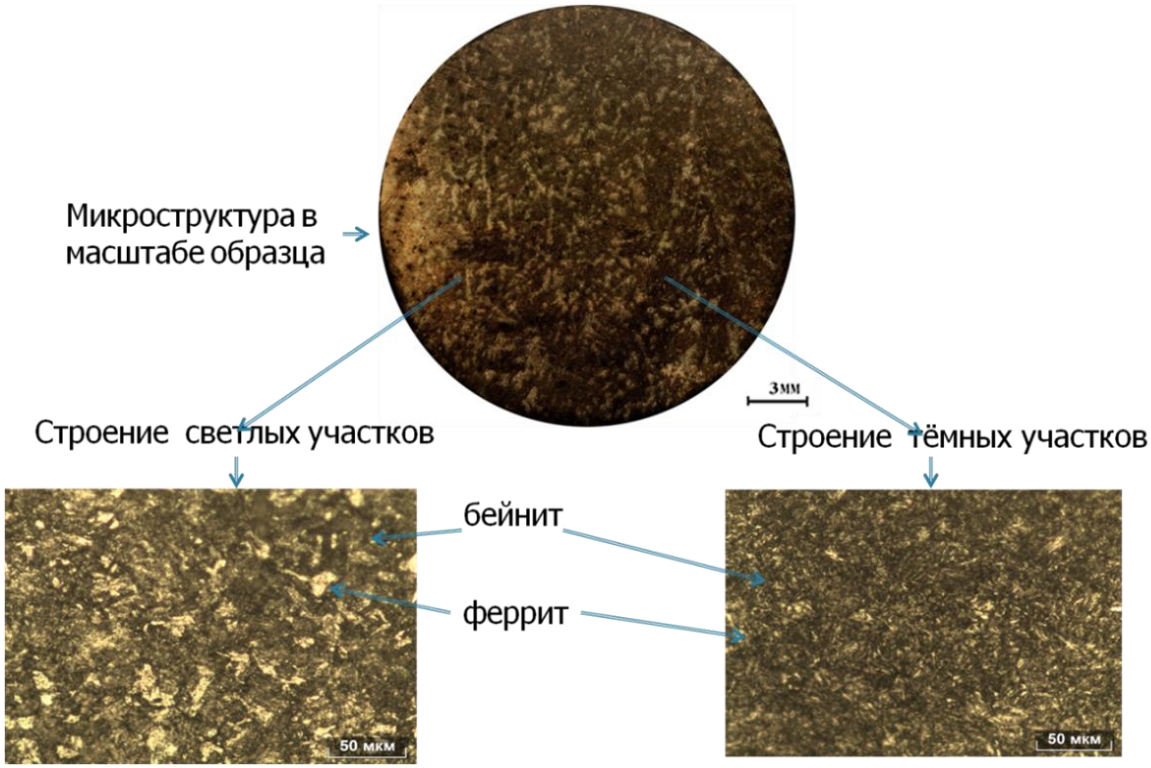


Рисунок 18 – Изображение панорамы микроструктуры в масштабе образца диаметром 20мм

3.2 Взаимосвязь строения разномасштабных структур, как следствие технологической наследственности

Роль дендритной структуры и ее дальних последствий в формировании свойств крупных поковок из улучшаемых легированных сталей известна давно [35,147], но для нее нет количественных критериев, поскольку отсутствовали объективные средства для измерения морфологии структур. Появление средств цифровой регистрации изображений, современных программных продуктов, метрологическое обеспечение компьютеризированных процедур сделали возможным количественные оценки неоднородности разномасштабных структур [148-150]. Это важно для оценки механизмов технологической наследственности в стали в процессе производства поковок (от выплавки до термической обработки) и выработки на этой основе объективных приемов управления качеством металла.

В крупных поковках неоднородность рисунка сохранившейся дендритной структуры наряду с дальними последствиями ликвации (неравномерность размещения неметаллических включений и различия в устойчивости аустенита в осях и межосьях, ведущие к появлению разнородных структур) определяют широкий разброс пластичности и вязкости по сечению

изделия [31,35]. Размеры дендритного рисунка связаны с неоднородностью вязкости разнообразно. Во-первых, чем толще оси дендритов, тем больше степень ликвации и, соответственно, степень неоднородности конечных структур. Во-вторых, чем длиннее оси дендритов (а с ними и межосные промежутки), тем легче путь трещины по полоскам «плохой» структуры. Дендритный «скелет» наряду с размерами определяет и размещение НВ, скопления и «пустыри» которых, лимитируют различия в условиях зарождения и протекания вязкого разрушения.

Для выявления закономерностей строения разнородных структур необходимо использование быстродействующих компьютеризированных процедур, обеспечивающих возможность их массового, документированного измерения в масштабах образца (изделия) [31,150]. Это же относится и к измерению топографии изломов. С этой целью в работе были измерены и сопоставлены изображения макро- и микроструктур, серных отпечатков (по Бауману), в масштабах образцов (на растяжение, диаметром 20 мм) или изделий (трех поковок из улучшаемой стали типа 38ХН3МФА), а также апробирована техника последовательного получения изображений: неметаллических включений на металлографическом шлифе, серного отпечатка по Бауману, микро– и дендритной структур в одной и той же плоскости шлифа, параллельной плоскости излома образца на растяжение.

На изображениях дендритной структуры поковок наблюдалось три зоны, отличающихся своим строением (рисунок 15). Эта неоднородность по сечению поковки наблюдается и на изображениях серного отпечатка, имеются все те же зоны, которые отличаются размерами, кучностью, количеством пятен от центра к краю поковки: центральная, где пятна расположены близко, а их диаметры больше, чем в остальных частях; промежуточная, переходная зона с большим и мелким размером пятна и периферия с разнориентированными более мелкими пятнами (рисунок 19). В этой связи каждое изображение было разделено на три части.

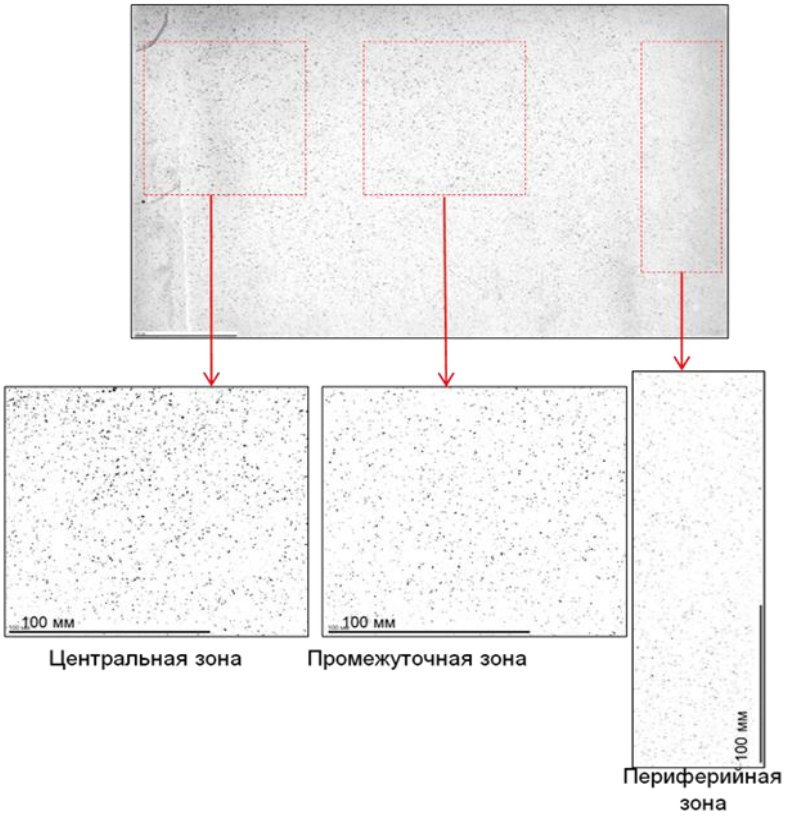


Рисунок 19 – Неоднородность распределения серы от центра поковки к краю и разбиение серного отпечатка на зоны

С целью устранения бледно-серых пятен, соединявших смежные черные точки пятен, серный отпечаток переводился в бинарное изображение. Уровень бинаризации выбирался по перегибу на С-образной кривой зависимости соотношения площади, занимаемой элементами структуры, и их периметра в логарифмических координатах, при вариации контраста от 1 до 255, в оттенках серого.

Сохранившаяся "мелкая" и "грубая" дендритная структура (и ее дальние последствия) определили практически двукратное различие ударной вязкости и несколько меньшее относительного сужения, размах которых $\Delta = X_{max}-X_{min}$ составил 0,14-0,20 МДж/м2 и 10-11 % соответственно, при однородных значениях предела прочности σ_B ($\Delta \leq 10$-20 %). Очевидно, что такое различие в ударной вязкости и пластичности по сечению поковки сложно объяснить обычным рассеянием результатов испытаний. Наблюдаемый разброс вязкости и пластичности оказался существенно больше различия между соответствующими средними значениями для идентично вырезанных образцов разных поковок. При снижении температуры испытания с +20 до -196 ºС ударная вязкость уменьшалась монотонно, интенсивность ее падения составила 3,4–3,9×10-3 МДж/град. При вариации средних значений размера зерна аустенита по сечению поковок в интервале всего 12,5–14,5 мкм (9 номер, ГОСТ 5639) разброс пластичности и вязкости, скорее всего, может быть обусловлен сохранившейся при малом укове литой структурой и ее дальними последствиями. Не исключено также, что разброс свойств поковок по

сечению связан не только с наличием нескольких макро- областей (зон), отличающихся строением дендритного рисунка, но и с неоднородностью геометрических характеристик дендритов в отдельных областях.

В этой связи было измерено строение структур и изломов на разных масштабных уровнях. Для этого первичные изображения (в 256 оттенках серого) были переведены в матрицу вида «1-0» (черное-белое), в случае необходимости была устранена неравномерность освещения в поле зрения, отфильтрованы шумы [150].

Для оценки неоднородности строения дендритных структур на их изображениях (в границах каждой из макрозон исследуемых поковок) были нарезаны кадры с последовательно увеличивающейся (с шагом 1 мм2, в масштабе поковки) площадью, начиная с площади 1 мм^2. При этом оценивали объемную долю «белых» объектов (дендриты), V (%) на единицу площади, а по соотношению числа «белых» точек в двух взаимно перпендикулярных направлениях – анизотропию А макроструктуры. В качестве минимального кадра была выбрана площадь S, начиная с которой объемная доля дендритов V и их анизотропия А значимо не изменялась (таблица 5). Для каждой из зон такая площадь кадра оказалась в 1,7-10,6 раз больше рабочих сечений ударного образца и образца на растяжение. Аналогичная процедура обработки изображений серного отпечатка (на основе сопоставления изменений плотности, объемной доли, средних диаметров темных пятен) дала схожие результаты, что косвенно указывает на связь его строения с дендритным рисунком поковки.

Таблица 5 – Вариация размеров минимального кадра изображения дендритной структуры *S* в исследуемых поковках

Зона	*S*, мм^2
Периферийная	132 – 185
Промежуточная	261 – 785
Центральная	196 – 430

Для прогноза неоднородности свойств крупных поковок необходимо также количественное описание распределения частиц по размерам и неравномерности их размещения в макро- и мезоструктуре (с учетом роли сульфидов в разрушении и содержания серы в поковках). Оценка неоднородности размеров пятен (на серии кадров, соизмеримых с сечением ударного образца 100 мм^2, вырезанных по сечению поковок) в горизонтальном, вертикальном и диагональном направлениях показала (рисунок 20), что их поперечник уменьшается от центра поковки к ее периферии (рисунок 21, а), при этом изменяется объемная доля (рис. 21, б) и плотность (рис. 21. в) темных пятен. Показано, что распределение пятен серного отпечатка по размерам имеет асимметричный характер (рисунок 21, г). Небольшое

количество крупных пятен на серном отпечатке обычно отражает то обстоятельство, что они соответствуют, видимо, не отдельным сульфидам, а их тесным группам (возможно, сечениям двумерных дендритов сульфида типа II [151]). В целом в периферийной зоне количество мелких (менее <0,1 мм) пятен было в 1,4–1,6 раз больше, чем в остальных зонах. Повышенная концентрация крупных пятен наблюдалась в диагональных направлениях изображений поковок, видимо, как результат совместного оттеснения серы двумя фронтами кристаллизации, идущими от смежных боковых поверхностей поковки (рисунок 22).

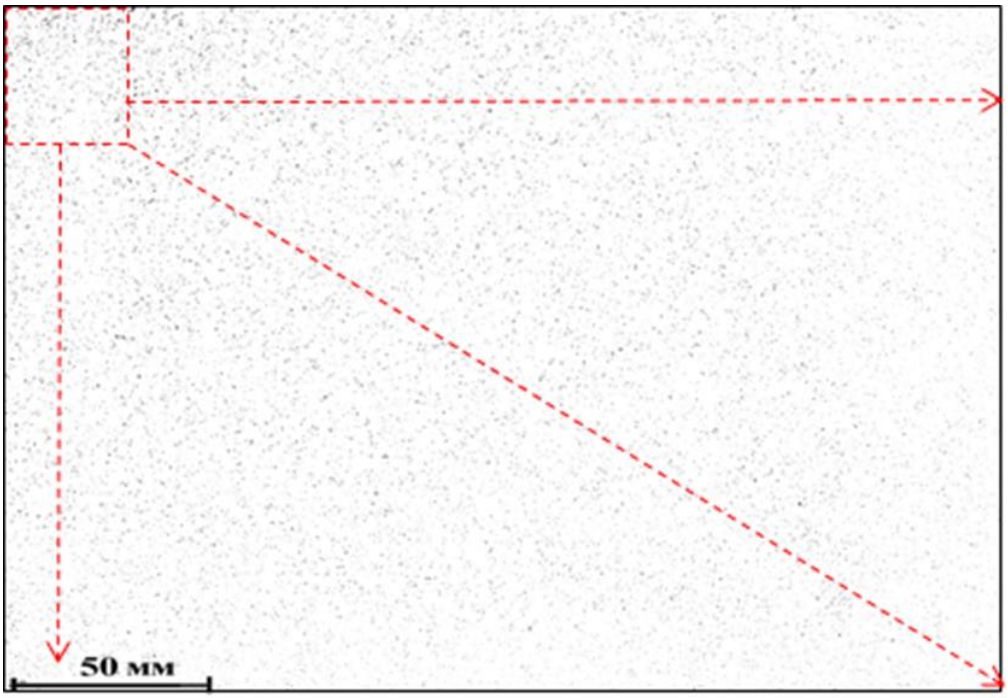
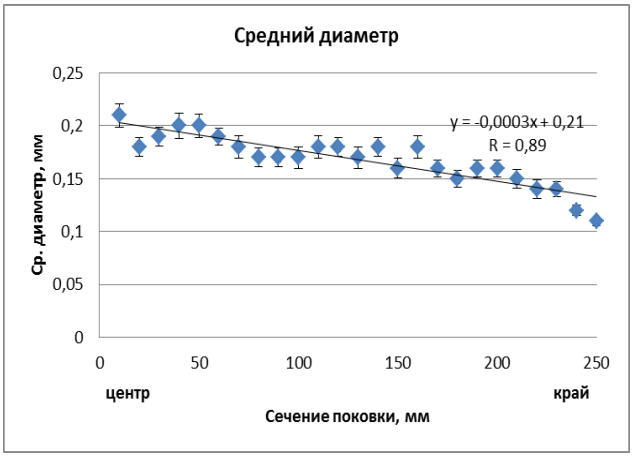
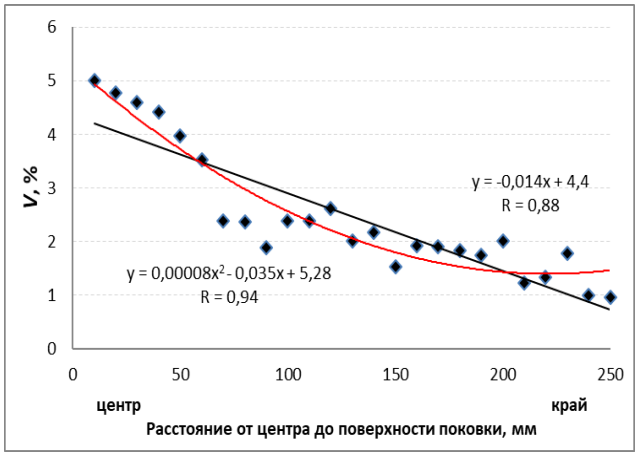


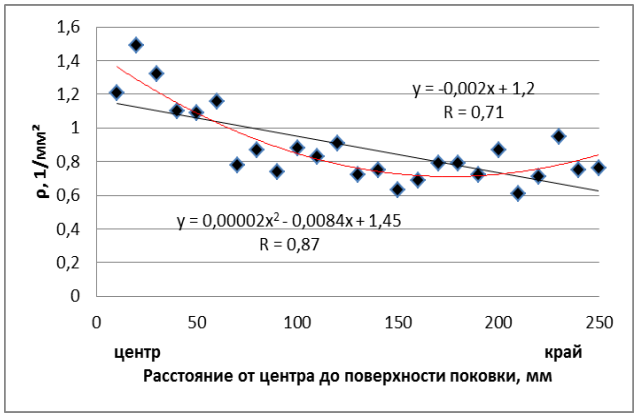
Рисунок 20 – Схема вырезки кадров

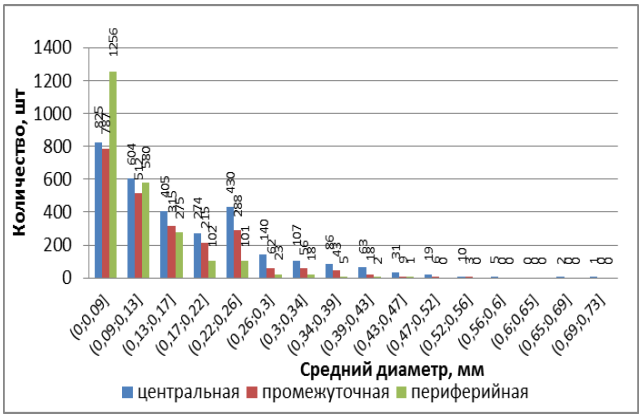


а)



б)





в) г)

Рисунок 21 – Изменение среднего значения диаметра пятен СО (а), их объемной доли (б) и плотности (в) вдоль одного из радиусов поковок и типичное распределение их по размерам (г)

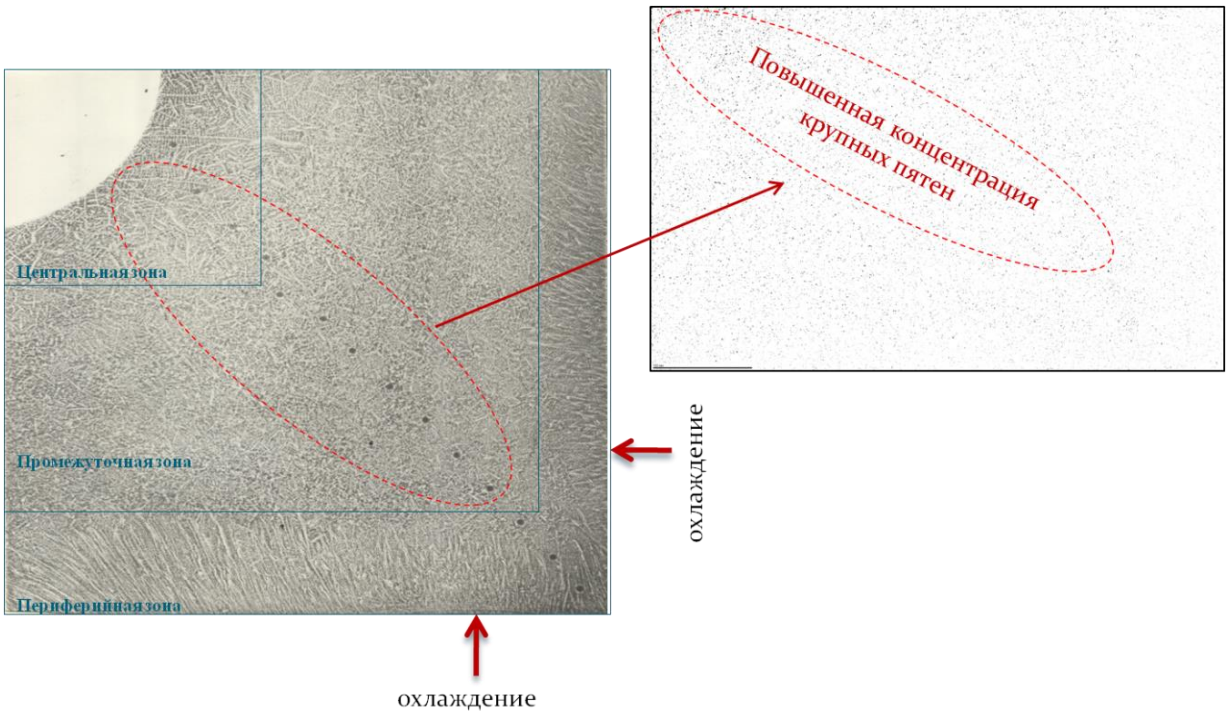
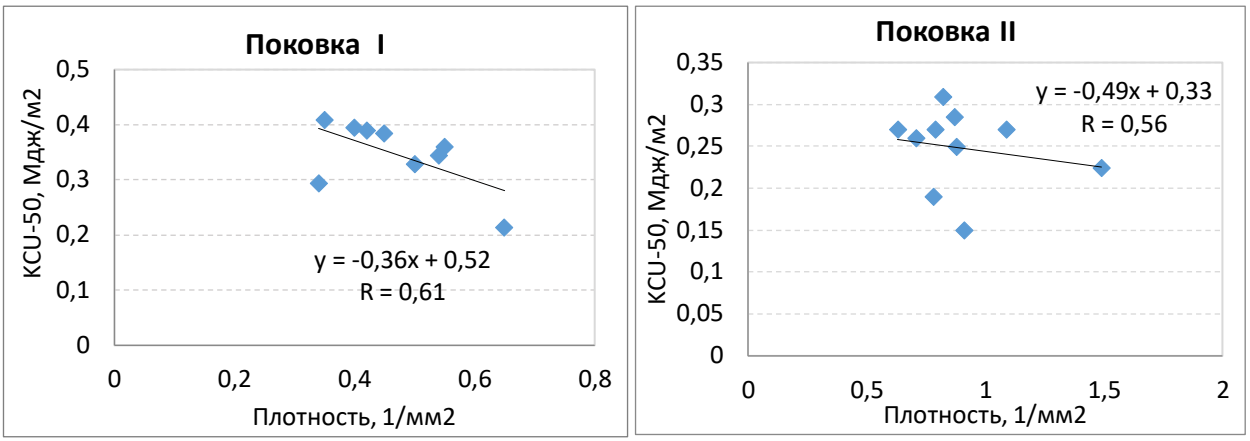
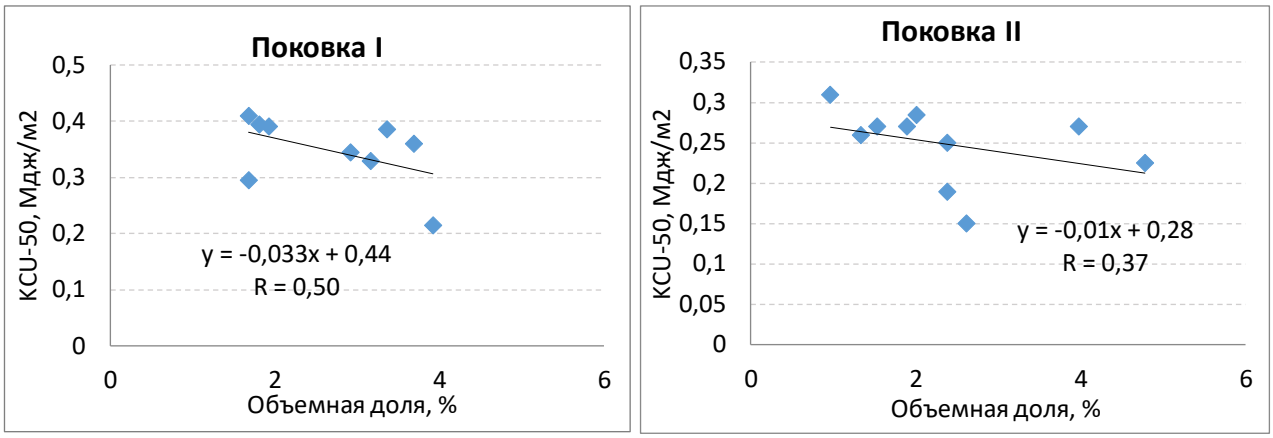


Рисунок 22 – Оттеснение серы двумя фронтами кристаллизации

Полученные характеристики кучности и плотности пятен серного отпечатка были сопоставлены со значениями ударной вязкости, полученных ранее на серии образцов, вырезанных с одинаковым расстоянием от центра к краю поковки. Взаимосвязь между ударной вязкостью и объемной долей пятен серного отпечатка (рисунок 23) можно наблюдать не по всему сечению поковок (серный отпечаток и ударные образцы вырезались из различных темплетов, что могло вызвать определенное несоответствие структур на шлифе и в «изломе» образца). Разброс значений ударной вязкости зависит от места вырезки образцов, это может быть дополнительной оценкой неоднородности поковки.



а)



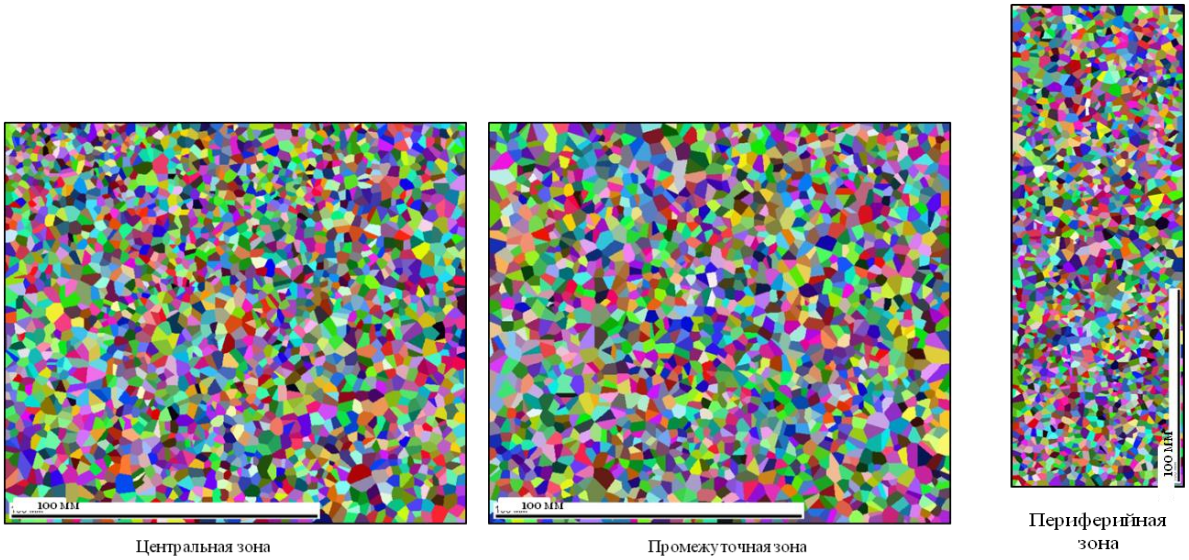
б)

Рисунок 23 – Взаимосвязь значений ударной вязкости и плотности (а), кучности пятен (б) серного отпечатка

Необходимо отметить, что при асимметричном распределении значений параметров геометрии структур, сопоставление их средних значений для различных выборок целесообразно дополнять сравнением на основе непараметрического критерия Колмогорова-Смирнова [152].

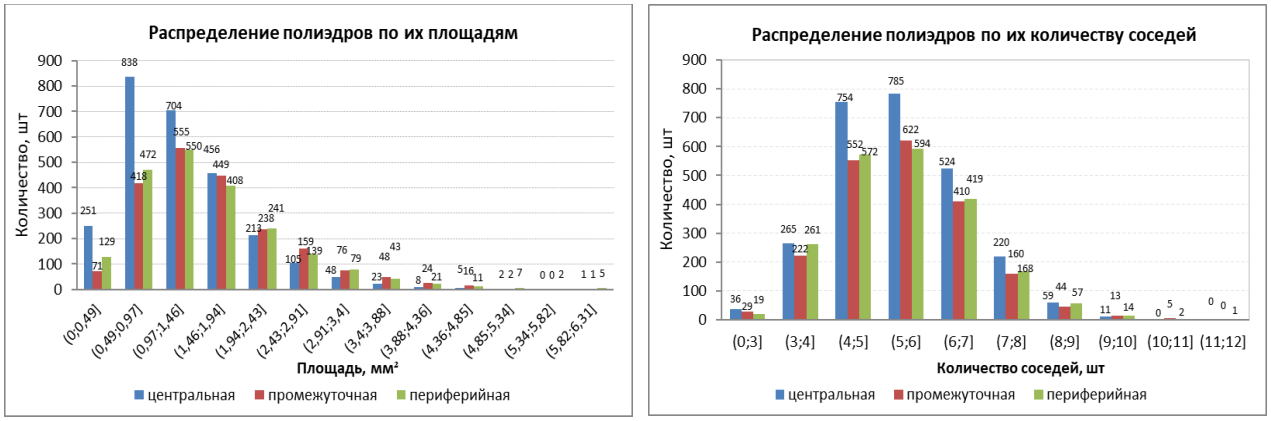
Для объективного понимания роли сульфидов в разрушении металла поковок важно оценить характер их размещения на поверхности темплета, в его центральной, промежуточной и периферийной областях, с привязкой к границам одноименных зон, наблюдаемых в дендритной структуре. С этой целью может быть полезно использование возможностей статистики полиэдров Вороного [153]. Различия между случайными множествами точек на плоскости, в частности, пятнами серного отпечатка, оценивали по статистике полиэдров Вороного (распределению полиэдров по площадям, числу соседей и расстояний между пятнами, величине коэффициента асимметрии в эмпирических распределениях числа соседей). По бинарным изображениям строили полиэдры Вороного для каждой части всех поковок (рисунок 24). Распределение площади полиэдров имеет ассиметричный характер, что говорит о

преобладании на серном отпечатке кучно расположенных пятен (рисунок 25). Сравнение зон поковок по критерию согласия Колмогорова-Смирнова показало, что различие значений площади полиэдров в периферийной и промежуточной зонах не существенны, это доказывает большую разориентированность пятен в этих зонах по сравнению с центральной зоной и в центральной зоне пятна расположены более кучно.



Центральная зона Промежуточная зона Периферийная зона

Рисунок 24 – Полиэдры Вороного для поковки II



а) б)

Рисунок 25 – Типичное распределение полиэдров Вороного: по их площадям (а) и количеству соседей (б), для центральной, промежуточной и периферийной зон изображения серного отпечатка (с привязкой к границам одноименных областей дендритов в макроструктуре) одной из поковок

В частности, наблюдаемое для изображений трех зон серного отпечатка одной из поковок изменение коэффициента асимметрии K_{acc} гистограмм распределения количества соседей полиэдров от 0,21 до 0,31 и 0,36, указывает на различный вклад кластеров сульфидов в развитие вязкого разрушения металла в областях поковок, отличающихся рисунком дендритов.

Для выделения областей скопления серы (тёмных пятен на серном отпечатке) проводили последовательные процедуры «дилатация – эрозия» (рисунок 26).

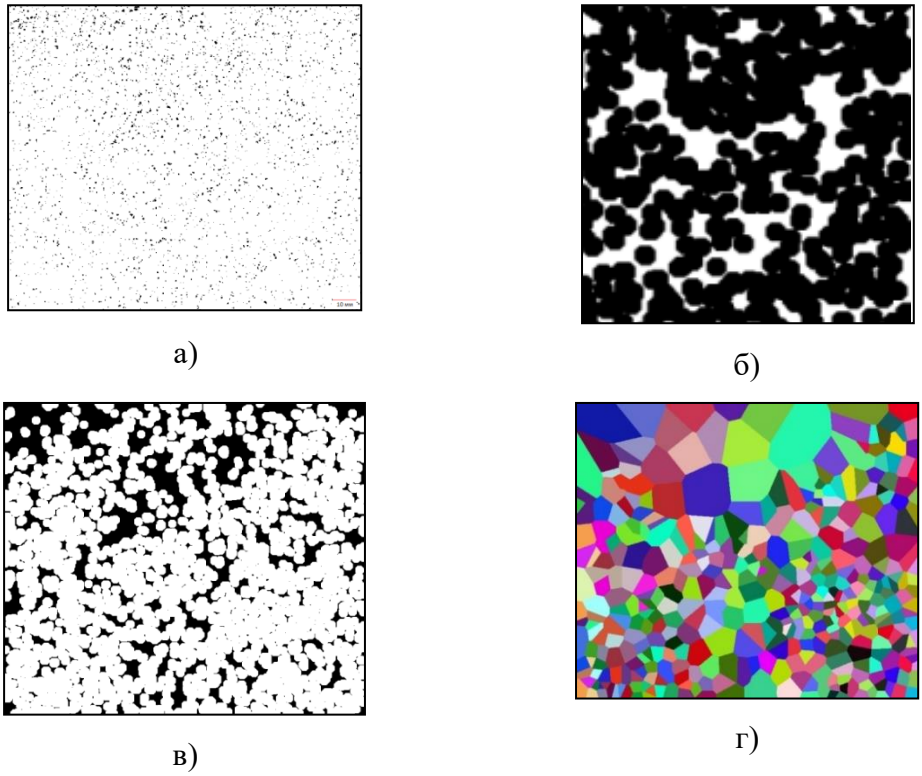


Рисунок 26 – Изображение серного отпечатка (а) после проведения последовательных процедур «дилатация (б) – эрозия (в)» и построения полиэдров Вороного (г)

Контуры соединенных пятен после проведения последовательных процедур «дилатация-эрозия» соответствовали зонам с маленькими площадями полиэдров Вороного - областям с повышенной кучностью темных пятен серного отпечатка, это позволяет наглядно показать области скопления серы (рисунок 27). Геометрия полиэдров Вороного и последовательные процедуры «дилатация-эрозия» для каждой из зон поковок дали меру кучности в размещении сульфидов по сечению поковок, как фактора неоднородности вязкости.

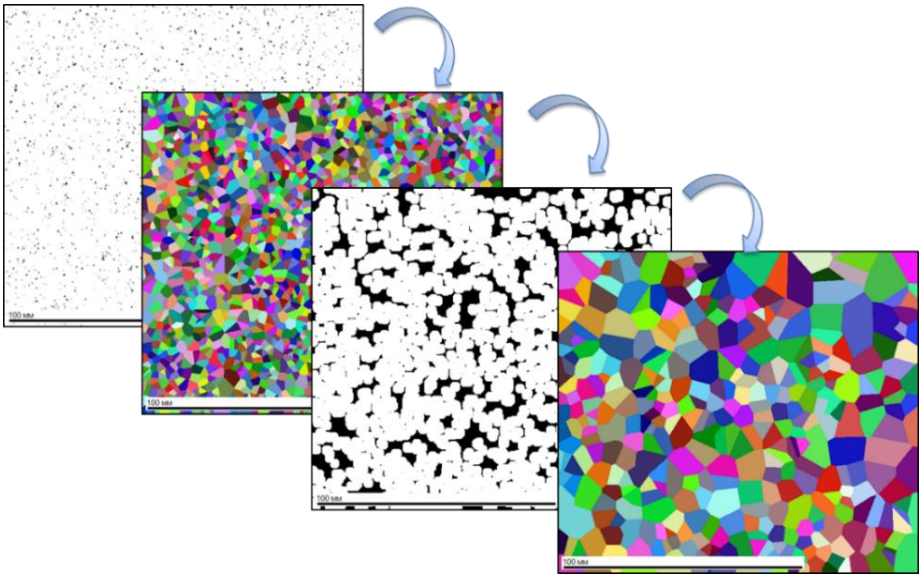


Рисунок 27 - Построение полиэдров Вороного и проведение последовательных процедур «дилатация – эрозия»

Дендритная ликвация и существенное различие скоростей охлаждения по сечению поковки определяют возможность образования как разнородных, так и отличающихся своей геометрией однотипных микроструктур (технологическая наследственность). В микроструктуре исследуемых поковок на фоне достаточно однородной феррито-цементитной смеси (соотношение средних значений поперечников ферритной составляющей для периферийной, промежуточной и центральной зон поковок составило 1:1,1:1,5), наблюдались ферритные поля, - «белые пятна», поперечником от 98–140 мкм, которые располагались преимущественно в промежуточной зоне поковки (рисунок 28).

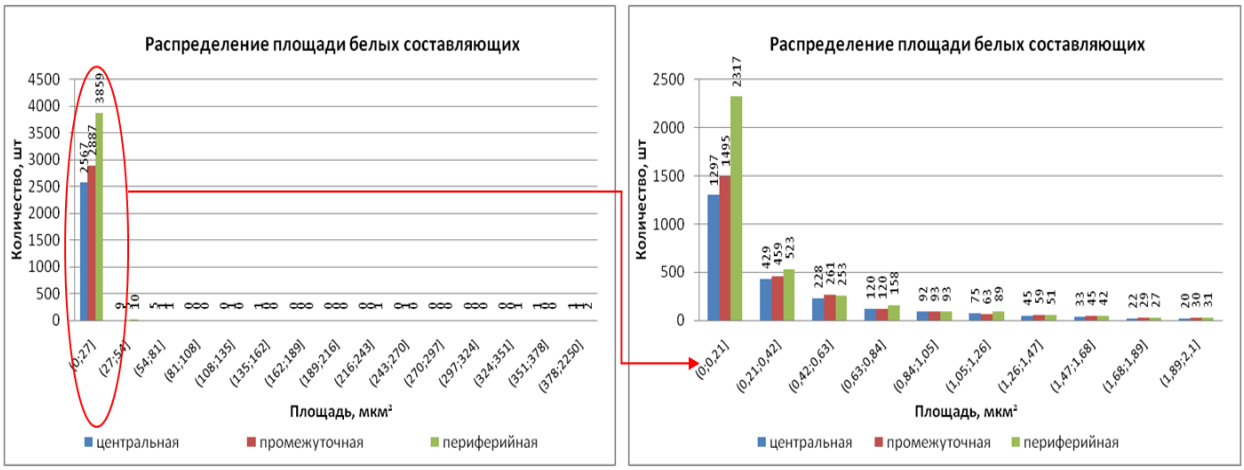


Образец №1 Центральная зона | №5 Промежуточная зона | №9 Периферийная зона

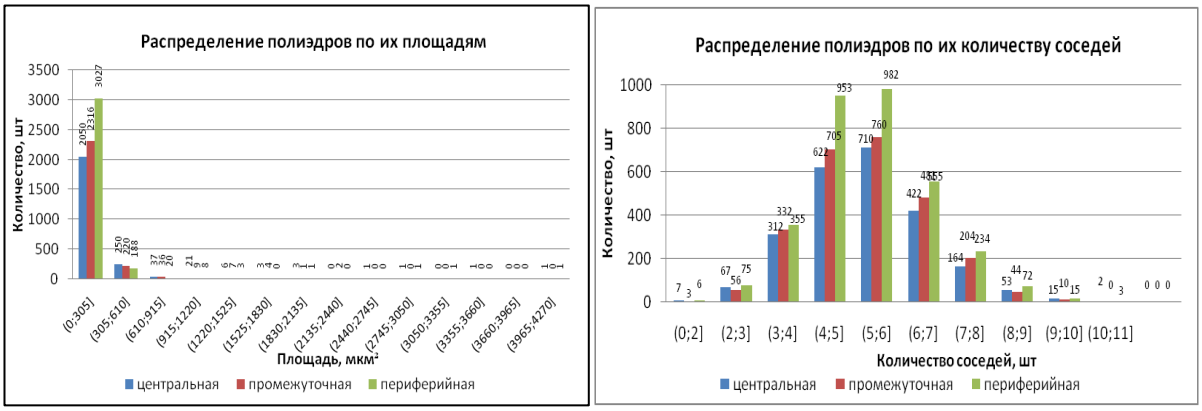
Рисунок 28 – Микроструктура II поковки

В качестве информативных параметров были выбраны площадь светлой составляющей, ее кучность расположения (полиэдры Вороного) (рисунок 29). Гистограммы распределения площади белых составляющих микроструктуры и площадей полиэдров Вороного дали

количественное подтверждение того, что микроструктура поковок неоднородна от центра к краю поковки.



а)



б)

Рисунок 29 – Распределение светлой составляющей в микроструктуре по площадям (а) и соответствующих полиэдров Вороного по площадям и количеству соседей (б) для изображений микроструктуры I поковки

Показано что, зависимость ударной вязкости от средней площади светлой составляющей в микроструктуре имеет линейный характер (коэффициент корреляции = 0,95) (рисунок 30). Отсюда очевидно, что дальние последствия ликвации в поковках из стали 38ХН3МФА (наличие ферритных полей в микроструктуре и неравномерное размещение сульфидов) – в значительной мере определяет неоднородность свойств металла. На разброс вязкости также могут повлиять в совокупности дендритная структура, различная прокаливаемость, неоднородность по химическому составу и неравномерное распределение сульфидов. Отсутствие прямой связи между неравномерностью серного отпечатка и ударной вязкостью не говорит об отсутствии зависимости в целом, так как неоднородность стали является многофакторной характеристикой.

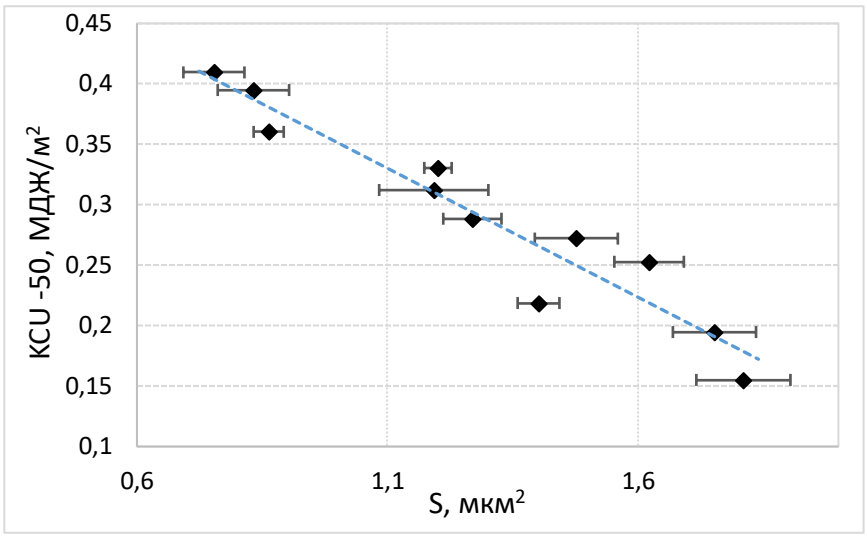


Рисунок 30 – Влияние неоднородности микроструктуры (средней площади светлых составляющих в микроструктуре S) на разброс вязкости по сечению поковок

В масштабе образцов (Ø 20 мм), вырезанных из поперечного темплетов поковок, были получены изображения структур в цифровой форме, для чего, в частности, исходные кадры с микроструктурой и НВ (на металлографическом шлифе), полученные при ×100-500, были «сшиты» в панорамы (300-900 кадров на образец) (рисунок 31). Все изображения были подвергнуты обработке по разработанным процедурам бинаризации и фильтрации с целью последующего измерения их геометрии. Для всех образцов были измерены: толщина дендритов и шаг между ними, углы наклона относительно заданного направления, размеры и распределение (на основе статистики полиэдров Вороного) НВ и СО, геометрия микроструктур (феррито-цементитной смеси различной морфологии).

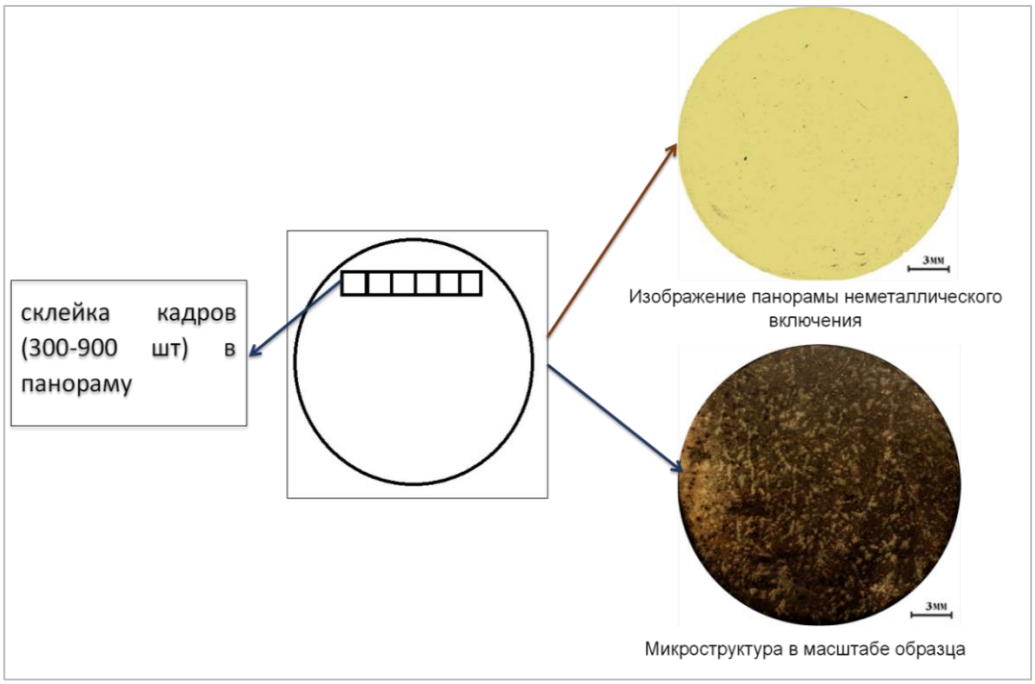


Рисунок 31 – Схема сшивки кадров в панораму

Для оценки взаимосвязи разномасштабных структур был разработан алгоритм прямого совмещения изображений микроструктур, СО; дендритной структуры и НВ в единой системе координат. Это позволило прямо указать места преимущественного расположения тёмных пятен СО – междуветвия дендритов (рисунок 32), это согласуется с полученными ранее (косвенным способом) результатами [52]. Расположение полей феррита в микроструктуре преимущественно совпадает с осями дендритов структурой в макроструктуре (таблица 6). Реализация возможности наблюдения изображений разномасштабных структур в одной плоскости шлифа прямо подтвердила гипотезу о ликвационной природе формирования неоднородных структур поковок из улучшаемой стали 38ХН3МФА в различных масштабах наблюдения. Это основа для понимания механизмов разрушения такого рода материалов и выявления критических элементов структур, ответственных за это. Отсюда возможность выработки обоснованных подходов к управлению качеством крупных поковок по структуре.

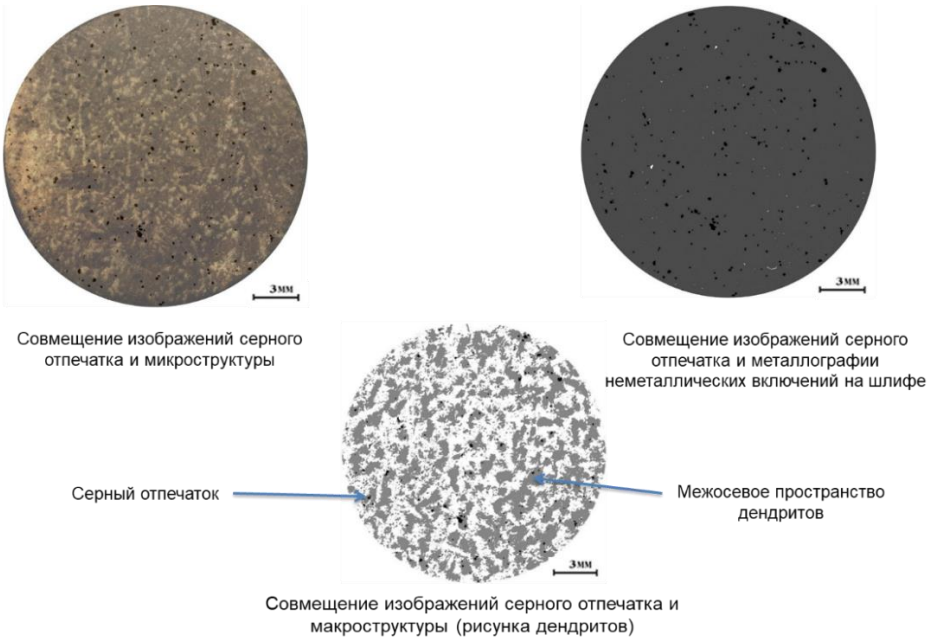


Рисунок 32 – Прямое совмещение изображений разнородных структур на одном шлифе.

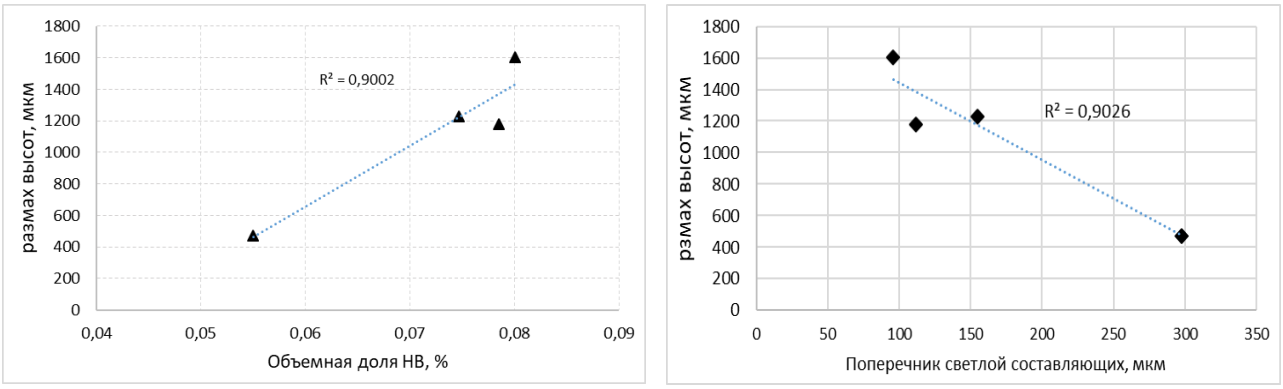
Таблица 6 - Доля совпадений разнородных объектов структуры по измерениям на одном шлифе (диаметром 20 мм^2)

№ образца	Межосья дендритов в макроструктуре Пятна серного отпечатка	Оси дендритов в макроструктуре Ферритные поля в микроструктуре
1	0,71	0,67
2	0,68	0,63
3	0,71	0,72
4	0,67	0,64

В целом, во всех случаях характерный размер площади однородной структуры при малом укове и сохранившейся литой структуре будет неизбежно определять и масштабы неоднородности разрушения. Соответственно, при механических испытаниях добиться однородности результатов можно при увеличении сечения образцов до этих масштабов. Однако при испытаниях на растяжение это приведет к необходимости использования более мощных разрывных машин, а для ударных образцов увеличение габаритов образцов будет невозможно, т.к. для них не выполняется закон подобия. Однако, локальное влияние дендритной неоднородности состава и структуры на вязкость выявляют сериальные испытания на изгиб надрезанных микрообразцов [45] с рабочим сечением 1,36×0,77 мм, сопоставимым с поперечником оси дендрита (где переход от вязкого к хрупкому разрушению регистрируется по пиковой амплитуде акустической эмиссии). Существует интервал температур (-90...-130 ºС), где разрушение хрупкое только по межосьям дендритной структуры и вязкое в осях дендритов.

3.3 Возможности оценки совместного влияния разномасштабных структур на разрушение стали 38ХН3МФА

Неоднородность строения структур, в частности, объемной доли НВ и ферритных участков в микроструктуре (светлой составляющей на бинарном изображении), была прямо связана со строением изломов образцов на растяжение (размахом высот на дне чашки излома образцов на растяжение) (рисунок 33).

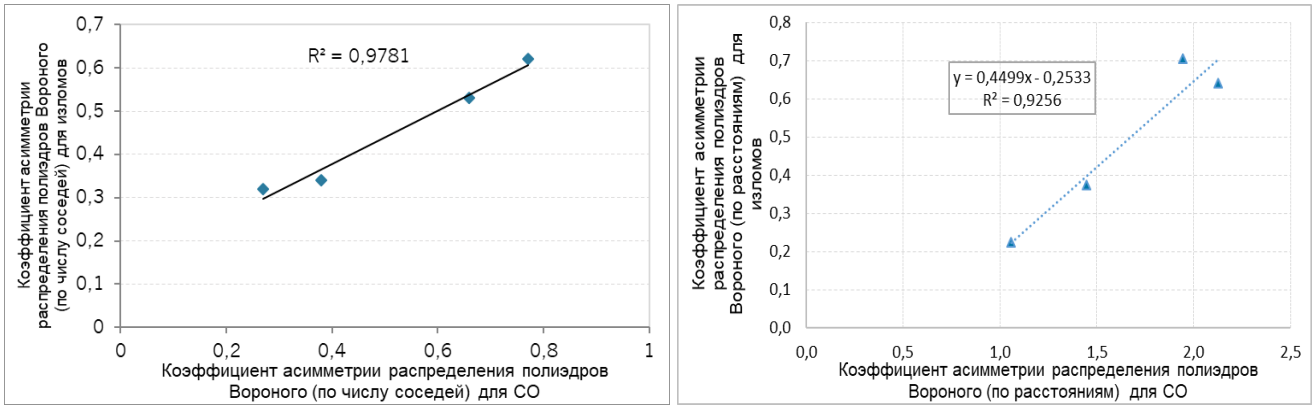


а) б)

Рисунок 33 - Взаимосвязь строения излома (размаха высот) на дне чашки изломов образцов на растяжение и объемной долей неметаллических включений (а), поперечником ферритных областей (в)

Статистика полиэдров Вороного показала взаимосвязь в расположении пятен серного отпечатка, НВ и ямок в изломах образцов после растяжения, например, в частности, между

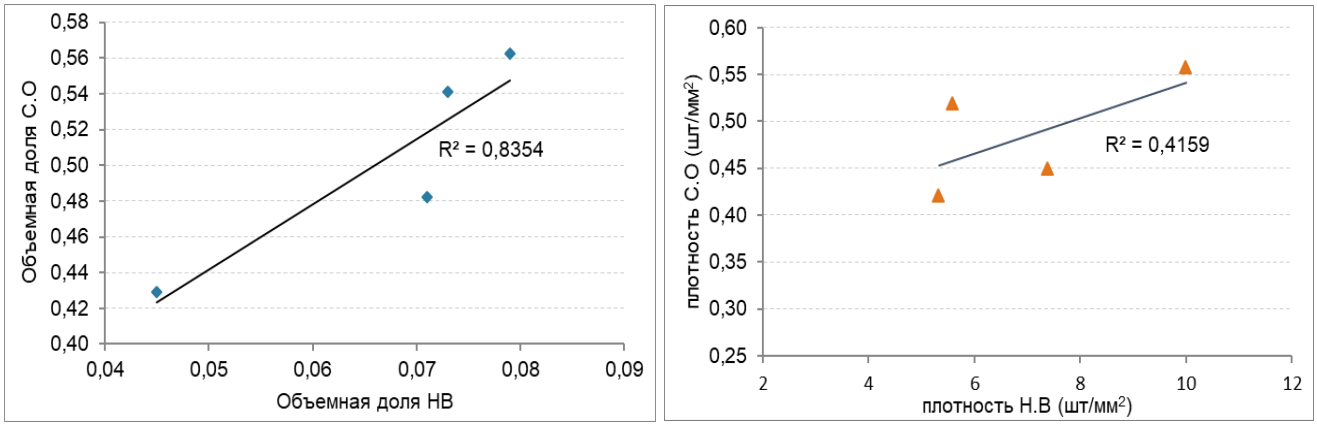
коэффициентами асимметрии распределения полиэдров Вороного (по числу соседей и по расстояниям) для изображения СО и изломов имеет линейную зависимость (рисунок 34).



а) б)

Рисунок 34 – Связь статистики полиэдров Вороного изображений СО и изломов

Также обнаружена зависимость между загрязненностью стали неметаллическими включениями и характеристиками СО, в частности при увеличении объемной доли и плотности НВ сопровождается увеличением объемной доли и плотности пятен серного отпечатка. Это указывает на определяющую роль сульфидов в формировании уровня загрязненности, исследуемой стали включениями (рисунок 35).



а) б)

Рисунок 35 – Зависимость между характеристиками НВ и серного отпечатка (СО)

Взаимосвязь в происхождении структур получила свое отражение и в их совместном участии в процессах разрушения. Так, например, с помощью Фурье-анализа было оценено наличие периодичности строения изображений изломов, дендритных структур и серных отпечатков. С этой целью на изображениях излома и соответствующих ему изображении серного отпечатка и дендритной структуры вдоль четырех секущих было получено распределение интенсивности яркости изображения (в 256 оттенках серого). Их Фурье-

преобразование позволило оценить наличие в них периодичности (рисунок 36). Сопоставление периодичности изображений макроизломов (в масштабах темплета) и структур, обнаружило их сходство, включая идентичность масштабов интервалов корреляции (рисунок 37). Это прямо указывает на определяющую роль геометрии макроструктуры в формировании макрорельефа изломов. Сопоставление неоднородности изображений структур и изломов на разных масштабных уровнях наблюдения оказалось полезным для реконструкции сценариев развития событий при разрушении разнородных структур.

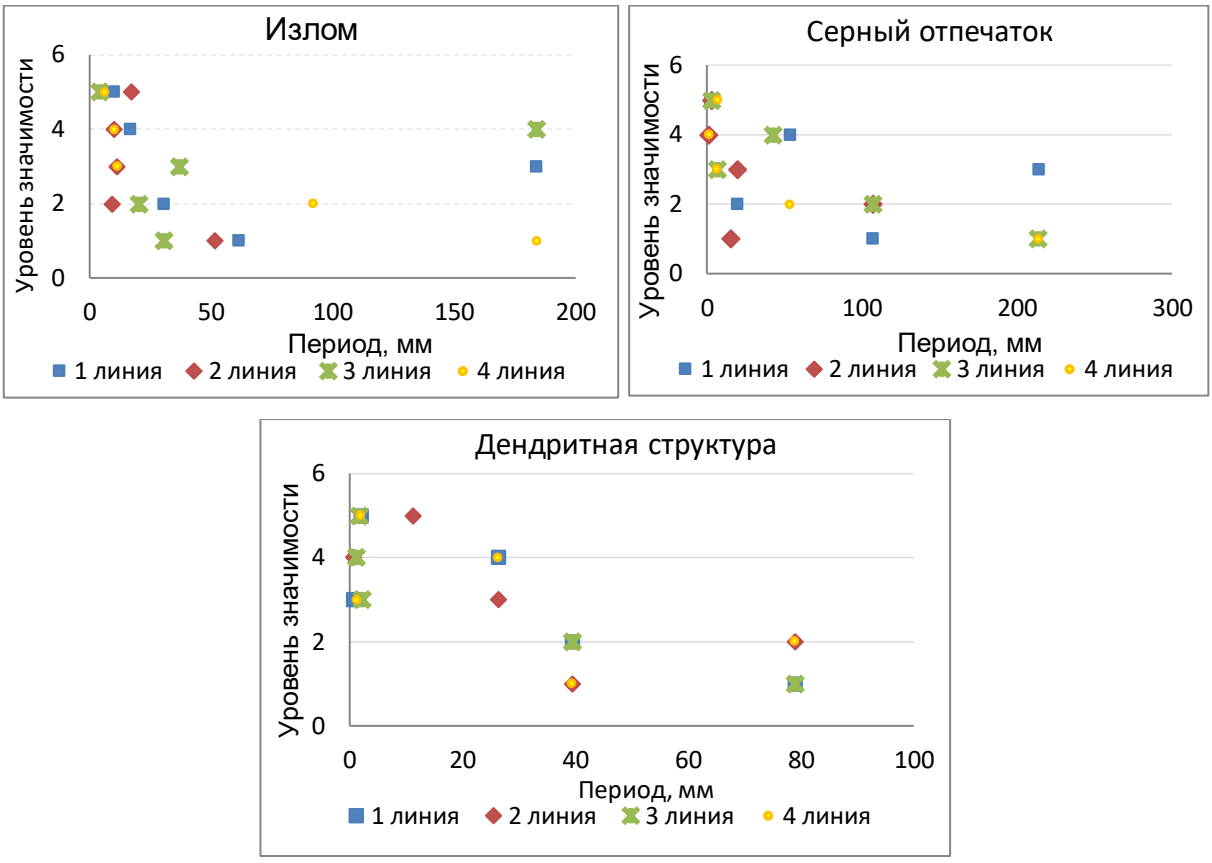


Рисунок 36 – Периодичность значений интенсивности яркости изображений структур и изломов

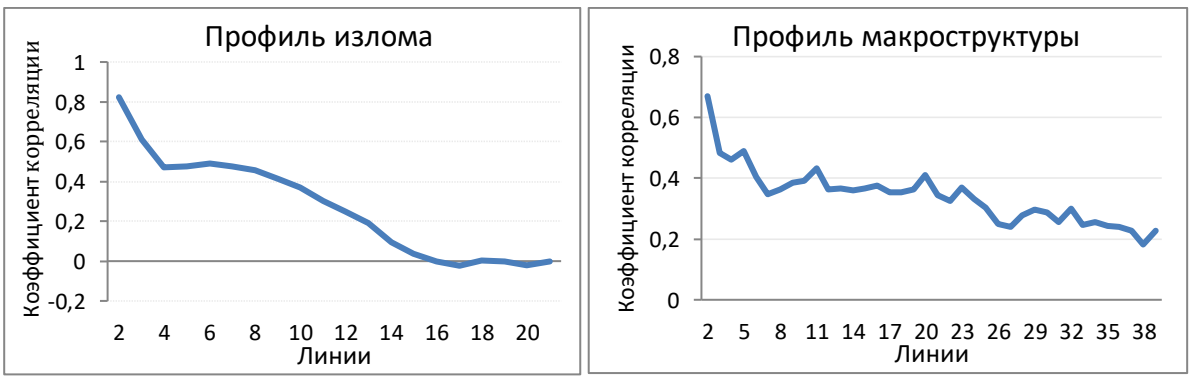


Рисунок 37 – Сопоставление автокорреляционных функций распределения интенсивности яркости на изображениях макроизломов и дендритных структур

В целом, неоднородность структур приводит к разбросу вязкости по сечению поковки (она воспроизводится от изделия к изделию), поэтому между величиной KCU на одинаковых расстояниях от центра различных поковок может наблюдаться соответствие (рисунок 38).

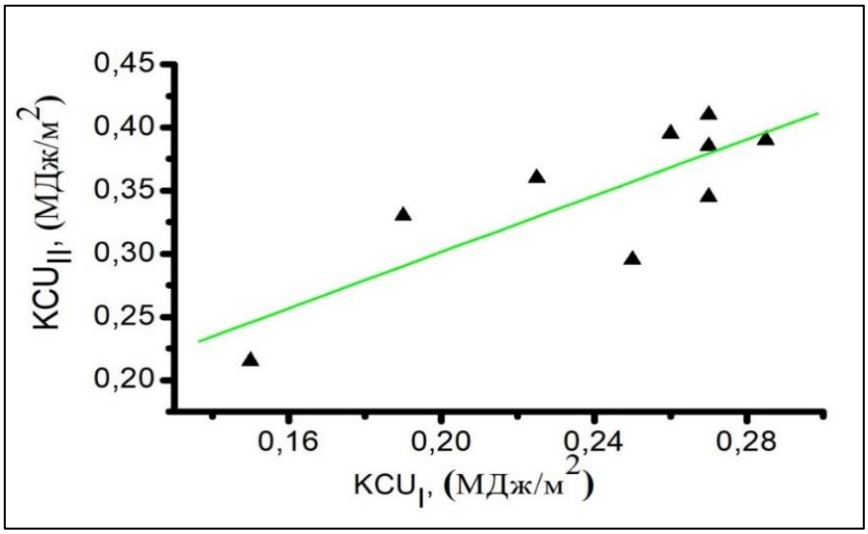


Рисунок 38 – Воспроизводимость неоднородности ударной вязкости по сечению (для двух поковок) [52]

Отсюда вытекает необходимость проведения прямых измерений геометрии структур, что важно для оценки кооперативного взаимодействия разномасштабных структур в разрушении стали и роли технологической наследственности в формировании разнородных структур. Это основа для понимания причин провалов пластичности и вязкости конструкционной стали, выработки обоснованных управленческих решений, направленных на повышение сопротивляемости металла разрушению. Таким образом, оценено кооперативное взаимодействие разномасштабных структур в разрушении стали. Это существенно для выделения элементов структур и их параметров, лимитирующих запас вязкости металла.

Таким образом, различие в размерах и размещении элементов разномасштабных структур определяет неоднородность разрушения (строения изломов) и значений ударной вязкости. В этой связи важна оценка сопротивляемости разрушению с привязкой к структуре. Однако стандартные испытания не позволяют в полной мере оценить это, в частности, при оценке вязкости разрушения крупных поковок с сохранившейся литой структурой, в т.ч. вследствие ограниченности их применения для таких материалов.

4 Развитие метода оценки вязкости разрушения в условиях развитой пластической деформации (на основе критического раскрытия трещины – δ_c)

Как было показано в главе 3, разномасштабные структуры совместно влияют на разрушение материалов, поэтому для прогноза разрушения на поле параметров структуры необходим локализованный метод оценки вязкости разрушения с учетом масштаба структурной неоднородности. Учитывая, что в связи с развитой пластической деформацией вблизи вершины трещины затруднено определение вязкости разрушения материалов по критическому коэффициенту напряжению $K_{IC,}$ в данной работе была поставлена задача развивать методики оценки вязкости разрушения по нелинейной механике разрушения – деформационный критерий δ_c (КРТ). Его преимущество перед другими методами оценки вязкости разрушения состоит в том, что он в наиболее полной мере отражает процессы, происходящие в вершине трещины. Очевидно, что развитие методики определения критического раскрытия трещины должно основываться на изучении геометрии раскрытия трещины и кинетики ее распространения.

Развитие методики оценки КРТ (δ_c) проводилось при испытании на статический трехточечный изгиб образцов плоской прямоугольной формы (10х20х120 мм) и (15х20х120 мм) из улучшаемой стали 38ХН3МФА. Его определяли в соответствии с ГОСТ 25.506 и, исходя из модели, предполагающей, что образец при нагружении деформируется путем вращения берегов трещины вокруг центра С (рисунок 39).

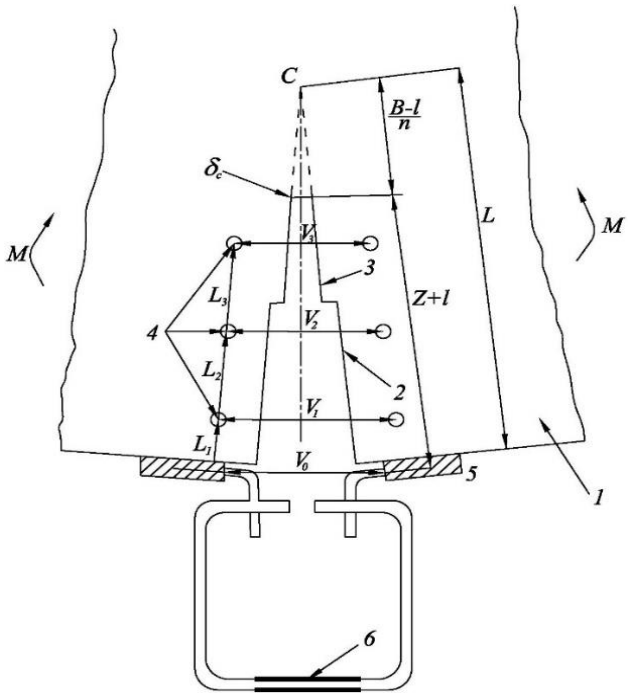


Рисунок 39 – Определение критического раскрытия трещины

1- образец; 2-надрез; 3-усталостная трещина; 4-отпечатки твердости; 5-накладки; 6-датчик смещения

Объективность оценки δc в соответствии с (13) определяется рядом факторов: отсутствием универсальных критериев выбора величины критического значения смещения Vc, единого мнения о величине коэффициента вращения n и о необходимости учета кривизны переднего фронта статической трещины при её подросте (Δltp) в ходе испытания.

Исходя из геометрии раскрытия усталостной трещины с надрезом [96], расстояние между центром вращения берегов трещины и вершиной трещины соответствует выражению (B-l)/*n*. В таком случае коэффициент вращения *n* можно определить экспериментально, зная положение центра вращения по высоте образца. Определение центра вращения берегов трещины было основано на регистрации цифровой видеокамерой смещения её берегов на трех уровнях по высоте трещины (усталостной трещины и надреза) – по измерению расстояний между двумя отпечатками твердости (HRC) по Роквеллу, расположенных симметрично по обе стороны от надреза и усталостной трещины. Точка пересечения прямой проведенной через фиксированные значения смещений с осью симметрии берегов трещины определит положение центра вращения.

4.1 Определение положения центра вращения берегов трещины

Для корректного определения КРТ необходимо экспериментальное нахождение центра вращения, что изменяет, по сравнению с методикой ГОСТ 25.506-85 схему измерения при оценке δc, т.к предполагает использование дополнительных датчиков раскрытия, расположенных симметрично вдоль берегов трещины (в качестве дополнительных датчиков использовались 3 укола твердости по Роквеллу по обе стороны от надреза и усталостной трещины).

До начала проведения испытания на образце с обеих сторон от наведенной трещины были нанесены 3 укола твердости (HRC), расстояние между ними представлено в таблице 7. На рисунке 40 показана фотография образца, по которому производились расчеты расстояний между уколами до испытания.

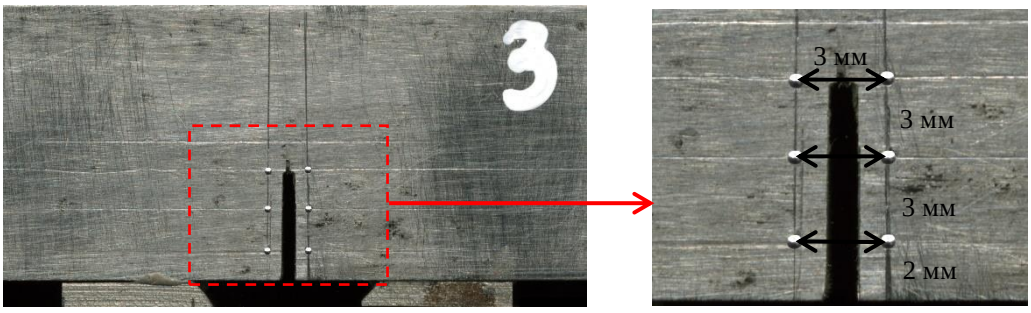


Рисунок 40 – Центральная часть образца до испытания с уколами, попарно нанесенными симметрично относительно трещины и надреза, по высоте образца

Таблица 7 – Изначальные расстояния между уколами

Нижние уколы, мм	Средние уколы, мм	Верхние уколы, мм
3,0	3,0	3,0

Испытание на трехточечный изгиб записывали на камеру (фирмы Sony с разрешением 1920 х 1080 пикс) с раскадровкой видеофайла и расчетом раскрытия трещины по кадрам в программе Image Expert Pro 3.

Концепция деформационного критерия раскрытия трещины δc исходит из предположения что:

- Раскрытие трещины происходит путём вращения ее прямых берегов относительно некоторого центра (точка С) (рисунок 39), положение которого считается заданным.

- При достижении вершины трещины критического значения происходит самостоятельное раскрытие трещины, уже без приложения к ней нагрузки извне.

Тогда точка пересечения прямой проведенной через фиксированные значения смещений с осью симметрии берегов трещины определит положение центра вращения.

Под действием нагрузки, по ходу раскрытия трещины, расстояние между парами уколов увеличивается. Отнимая новые расстояния от изначального, можно получить значения смещений по каждому из датчиков. Под действием одной и той же нагрузки, верхние уколы будут смещаться меньше нижних, следовательно, точка пересечения прямой линии, проведенной через значения смещений трех уколов в любой момент времени с вертикальной линией, проведенной в центре образца, и является центром вращения трещины. Прямая линия, проведенная через значения трех уколов, была построена по методу наименьших квадратов. Таким образом, разбив весь видеоролик на кадры и измерив, расстояние между парными уколами на трех уровнях, можно чисто геометрически определить центр вращения.

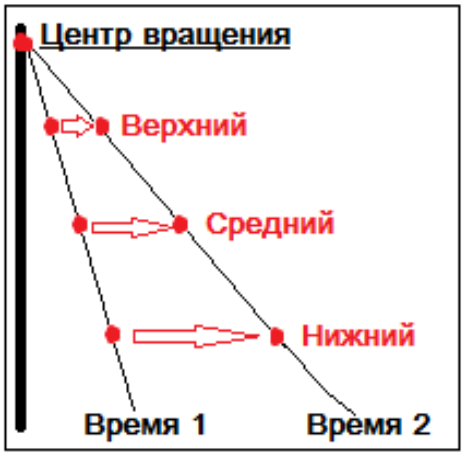


Рисунок 41 – Графическое представление концепции вращения прямых берегов трещины относительно её центра

По вырезанным кадрам рассчитывалось смещение берегов трещины по точкам уколов. На рисунке 42 построены диаграммы зависимости «нагрузка-раскрытие трещины» по нижнему, среднему, верхнему уколам, а также по результатам измерения нижнего датчика необходимые для определения характеристик трещиностойкости.

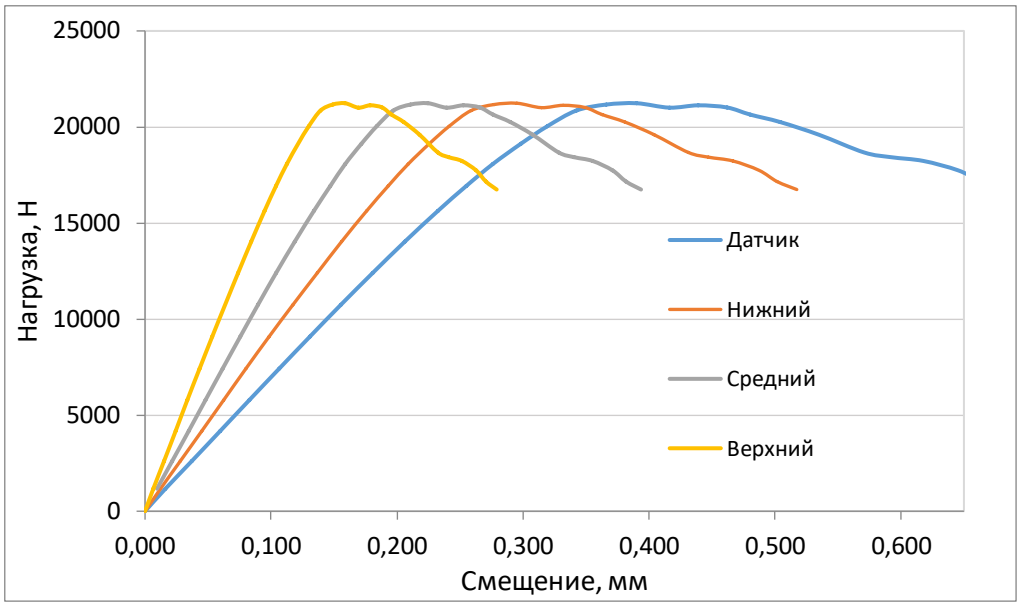


Рисунок 42 – Диаграмма “нагрузка – смещение” разных датчиков

Находим положения центра вращения, для которого берутся половины длин расстояний между уколами, схема расчета представлена на рисунке 43.

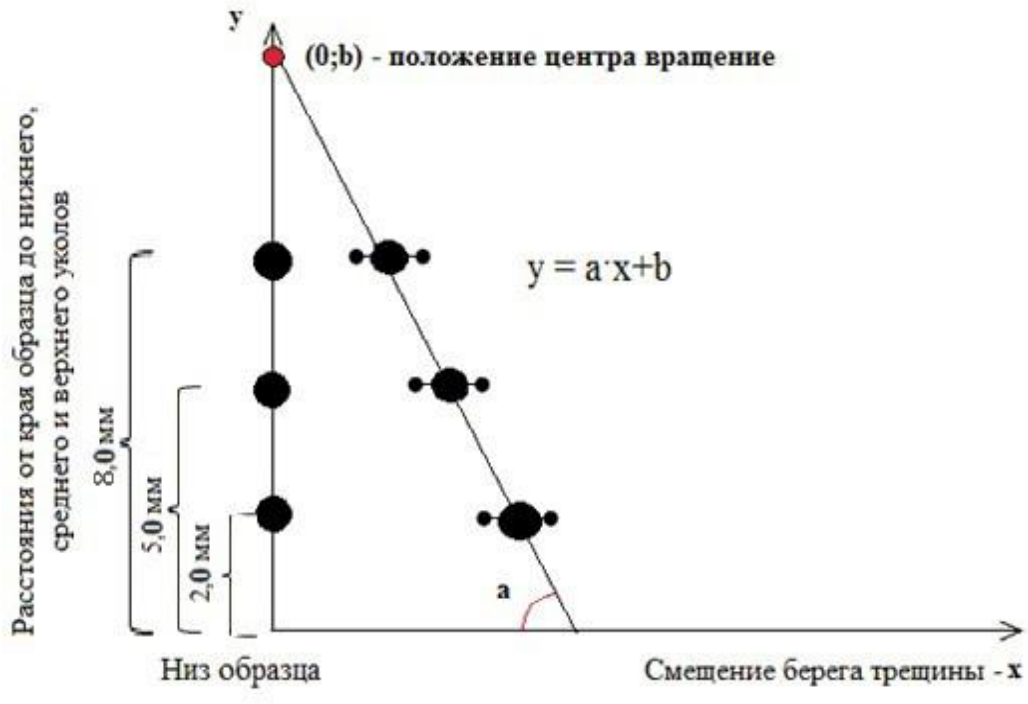


Рисунок 43 – Схема нахождения положения центра вращения

На рисунке 44 на примере пятого кадра, показан расчет положения центра вращения, который составил 14,05 мм.

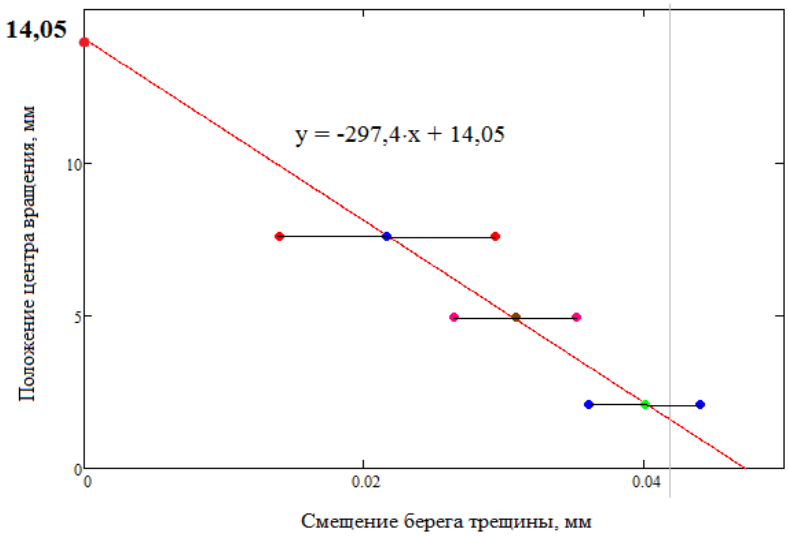


Рисунок 44 – Положение центра вращения (5 кадр)

Показано что, зависимость положения центра вращения по высоте образца не изменяется в ходе испытания (рисунок 45, 46).

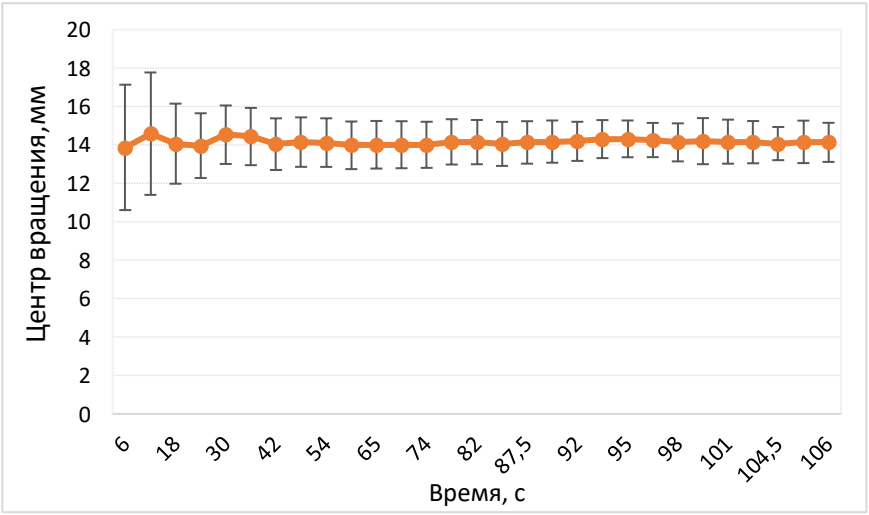


Рисунок 45 – Зависимость центра вращения от времени испытания

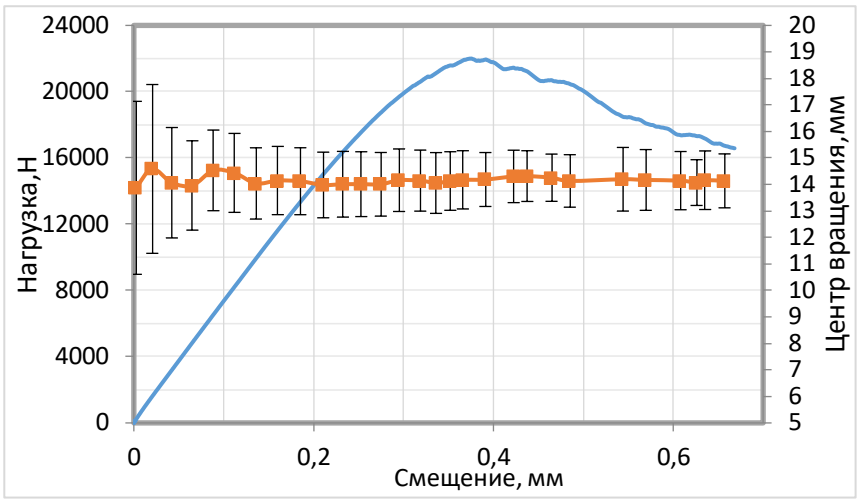


Рисунок 46 – Изменение положения центра вращения в ходе испытания

Зная положение геометрической оси вращения (L) и длину трещины (l) величину коэффициента вращения $n_{эксп}$ (для усталостной трещины) можно определить следующим образом:

$$n_{эксп} = \frac{\text{В}-l}{L-l-z}$$

Результаты определения положения геометрического центра вращения (L) и коэффициента вращения n всех образцов представлены в таблице 8.

Таблица 8 – Значения центра вращения (L) и коэффициента вращения n

Номер поковки	Номер образца	L, мм	n
1	1	13,35 ± 0,63	4,15 ± 0,18
2	2	14,57 ± 0,81	3,39 ± 0,26
1	3	14,13 ± 0,54	3,80 ± 0,15
3	4	13,96 ± 0,46	4,10 ± 0,16
3	5	14,45 ± 0,59	3,47 ± 0,20
4	6	13,56 ± 0,43	4,51 ± 0,13
4 *	7	14,42 ± 0,52	3,30 ± 0,15
5*	8	14,64 ± 0,50	3,32 ± 0,12
5*	9	14,53 ±0,83	3,19 ± 0,18

* Образец 15х20х120 мм

Таким образом, предлагаемая методика позволяет определить более точное положение центра вращения. Измерение раскрытия берегов трещины на трех уровнях по высоте трещины позволили оценить погрешность метода определения центра вращения. Сравнение значений коэффициента вращения n, рассчитанных различными способами, свидетельствует о важности точного определения n при определении критического раскрытия трещины. Следует при этом

отметить, что *n* рассчитан без учета подроста вязкого трещина. Однако для вязких материалов нестабильному развитию трещины может предшествовать медленный докритический подрост трещины. Это обстоятельство следует учитывать при определении *n* по предложенной в работе методике.

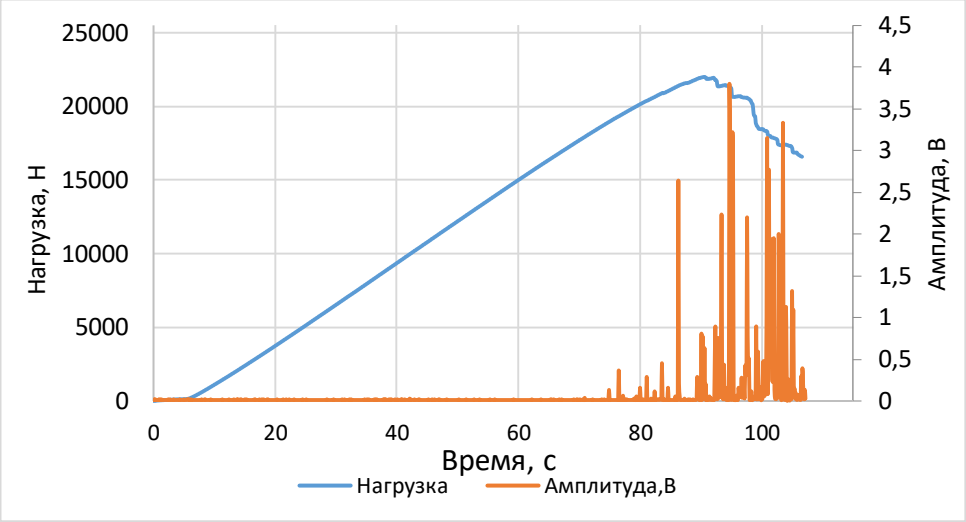
Следовательно, дальнейшая работа по совершенствованию метода определения КРТ должна предусматривать кинетики распространения трещины.

4.2 Исследование кинетики распространения трещины

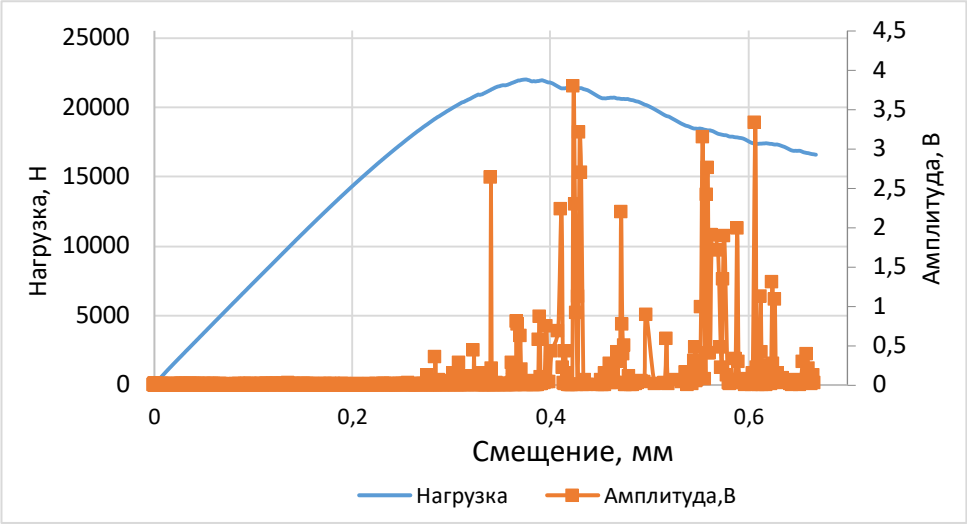
4.2.1 Оценка кинетики распространения трещины методом акустической эмиссии

Характер разрушения определяет и характер АЭ. Это позволяет изучать механизмы и кинетику процесса разрушения по акустическим сигналам. Исследование кинетики распространения трещины важно с целью обоснования критериев выбора значений Vc. С этой целью в работе был использован метод АЭ как прямой метод наблюдения кинетики разрушения, благодаря высокой чувствительности к зарождению и продвижению трещин он позволяет достаточно надежно изучать процесс развития трещины.

Анализ диаграммы АЭ показывает, что процесс деформации и разрушения материалов заключается в чередовании относительно большого числа актов пластической деформации с относительно редкими микро- и макротрещинами (рисунок 47). Сигналам АЭ от подрастания трещины могут предшествовать множество сигналов от дислокаций, излучаемых пластически деформируемой зоной в вершине растущей трещины.



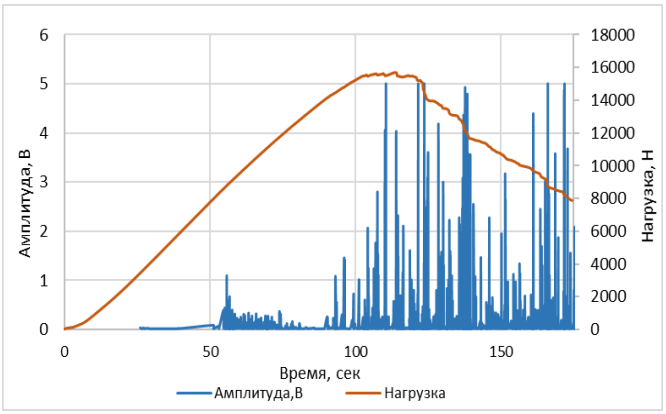
а)



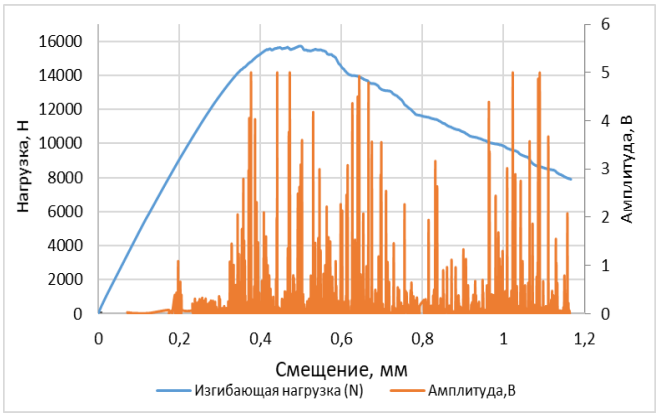
б)

Рисунок 47 – а) Распределение АЭ и диаграмма нагрузка от времени и б) диаграмма "нагрузка-смещение" с наложенными на неё сигналами АЭ (образец 3)

Исследование кинетики продвижения трещины с использованием метода АЭ показало, что старт трещины, как правило, начинался за 15-20 секунд до максимальной нагрузки, о чем свидетельствует появление на АЭ-диаграмме дискретных импульсов АЭ, превышающих уровень шума. Как видно на графиках, основная часть пиков акустической эмиссии появилась после максимальной нагрузки – свидетельство развития трещины (рисунок 47,48).



а)



б)

Рисунок 48 – Распределение АЭ и диаграмма нагрузка от времени (а) и диаграмма "нагрузка-смещение" с наложенными сигналами АЭ, (образец 6)

Анализ закономерностей появления сигналов АЭ, их характеристик позволили установить, что наиболее мощные сигналы АЭ (≥3,8В), обусловлены скачками магистральной трещины, а момент резкого роста амплитуд и суммарного счета сигналов АЭ соответствует старту трещины усталостной трещины (точка С на диаграмме), и может быть использовано для

выбора момента для определения V_c на диаграмме «нагрузка - раскрытие берегов трещины». На стадии критического роста трещины, энергия АЭ резко возрастает (рисунок 49).

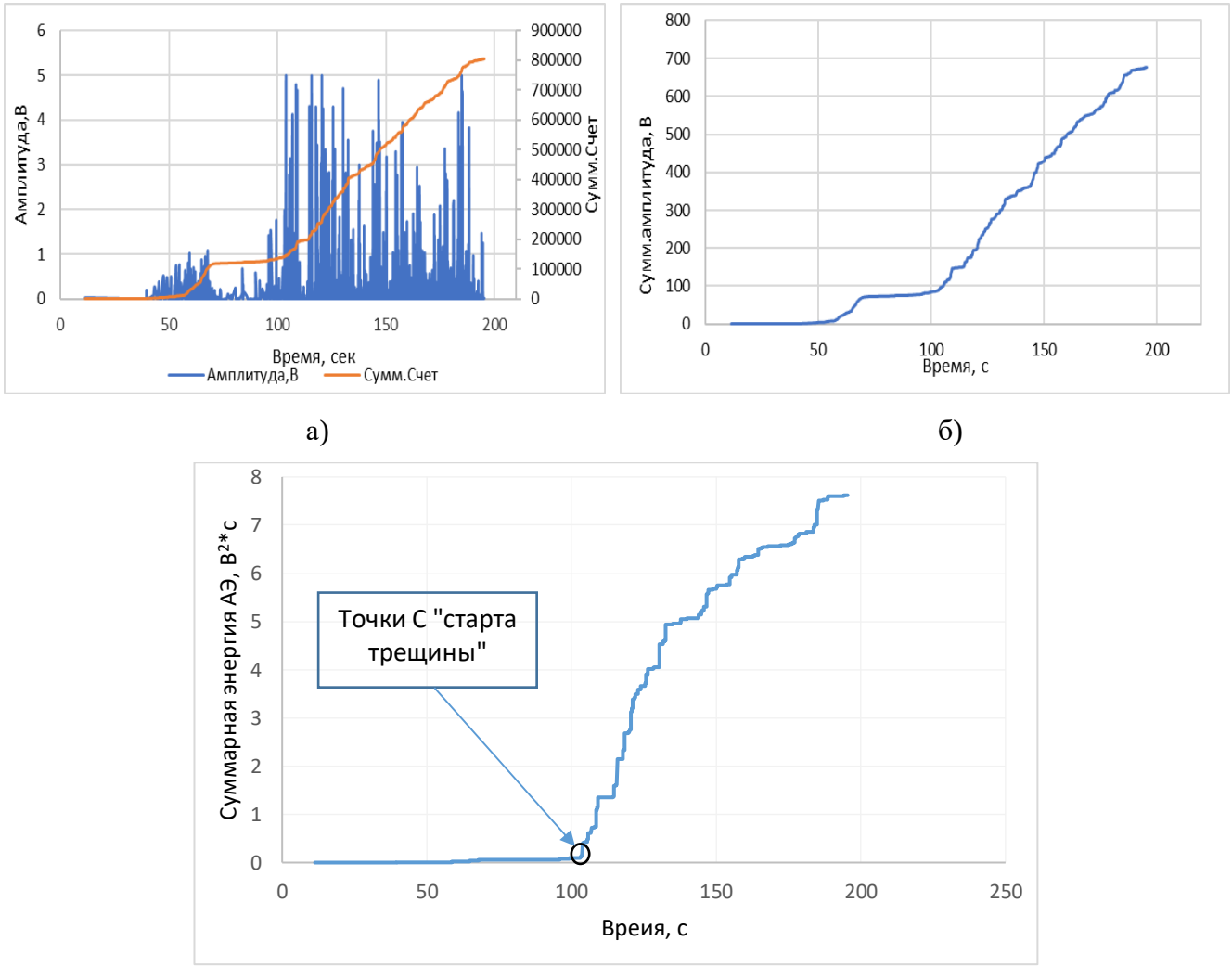


Рисунок 49 – Суммарный счет (а) и диаграммы нарастания амплитуд АЭ (б) и (в) суммарная энергия

Сигналы АЭ можно разделять на 3 типа: Первый тип – это самые мощные сигналы, обусловленные скачками трещины, второй тип сигнала – это менее мощные сигналы, обусловленные хрупкими составляющими и расслоением НВ, и третий вид сигнала – слабые шумоподобные сигналы.

Распределение амплитуд АЭ несимметрично и имеет “тяжелый правый хвост” (рисунок 50).

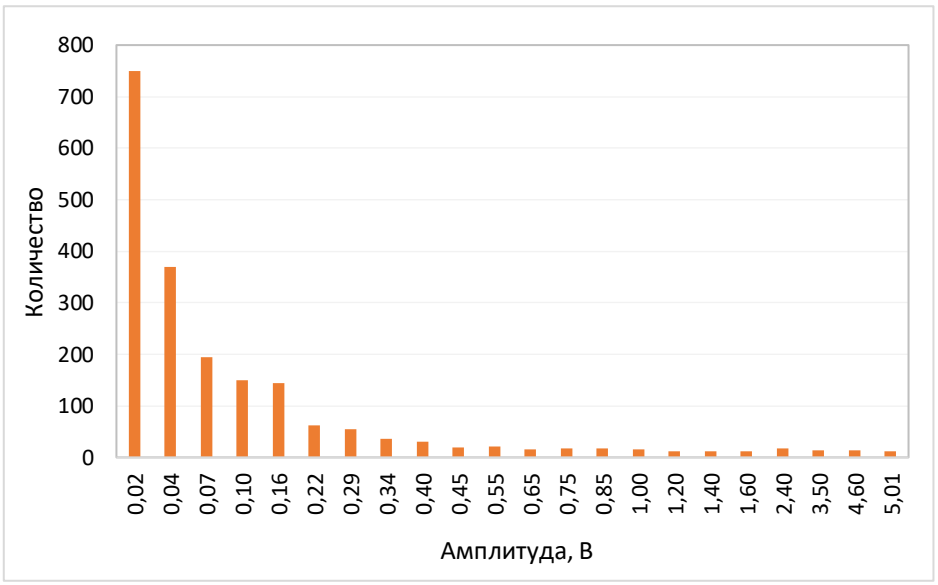
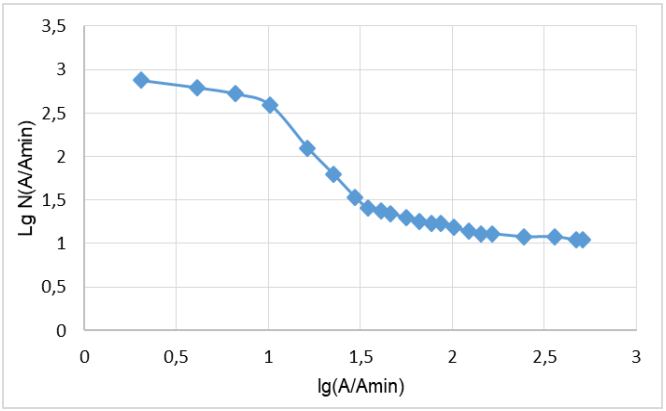
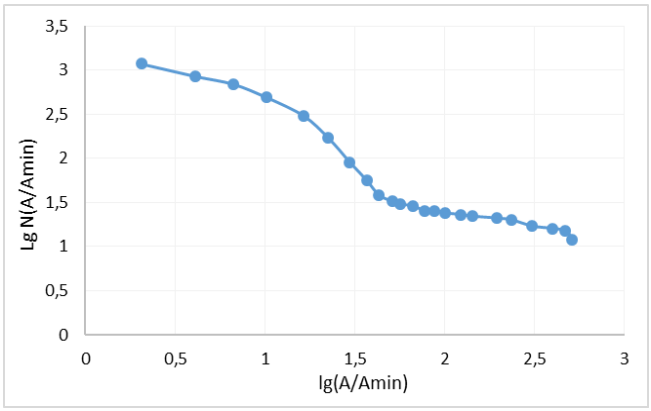


Рисунок 50 – Распределение амплитуд АЭ

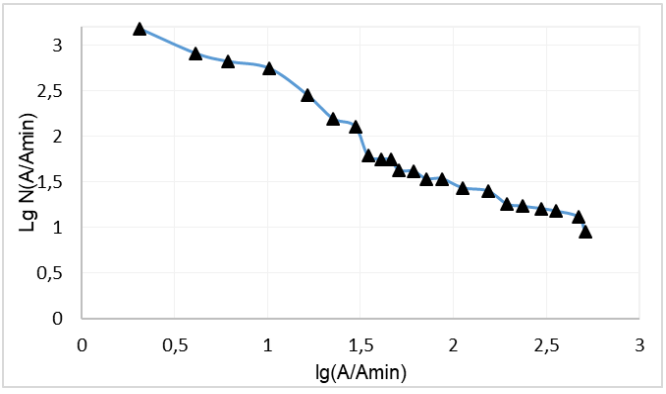
Для сопоставимости распределения амплитуд АЭ N(A) построили в системе координат lg N(A/Amin) - lg(A/Amin) зависимость с нормировками для каждого образца на наименьшую зарегистрированную амплитуду Amin (рисунок 51).



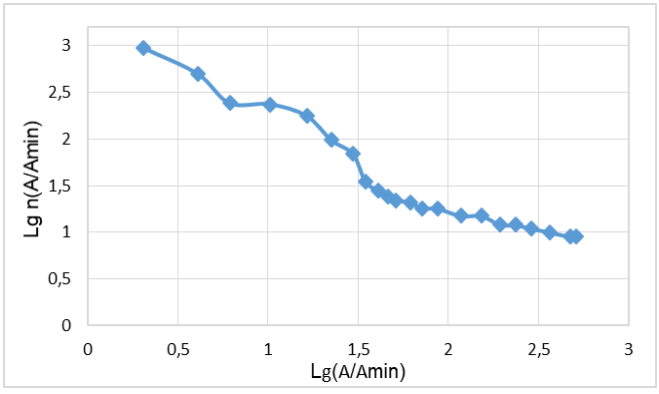
а)



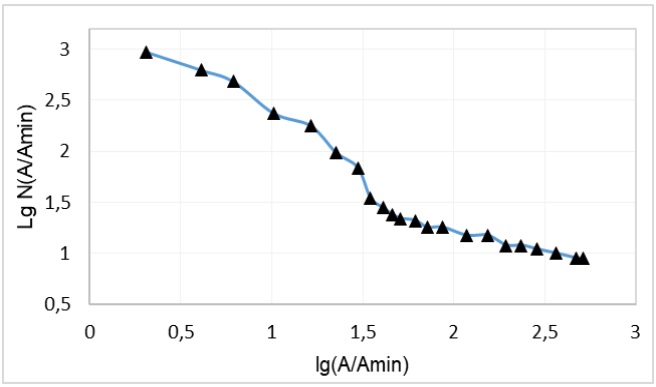
б)



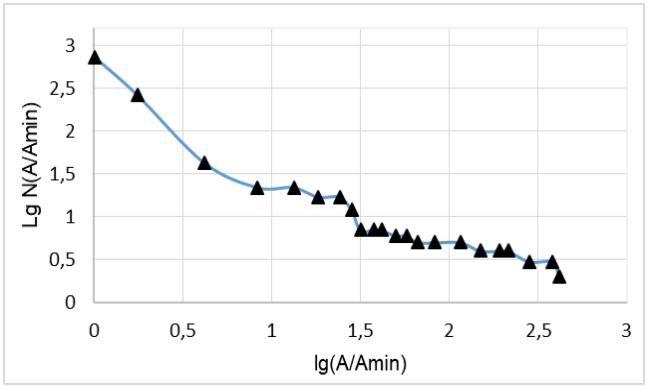
в)



г)



д)



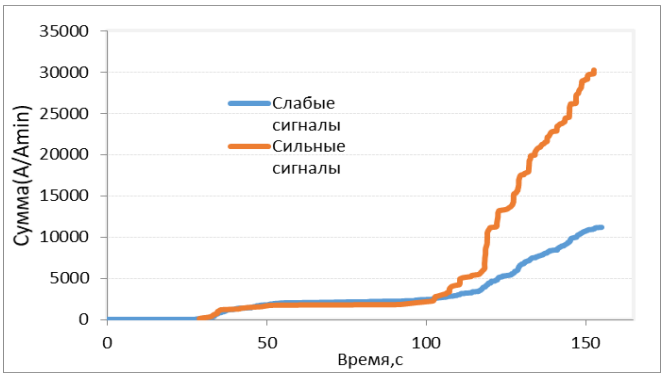
е)

Рисунок 51 – Нормированное кумулятивное распределение амплитуд АЭ

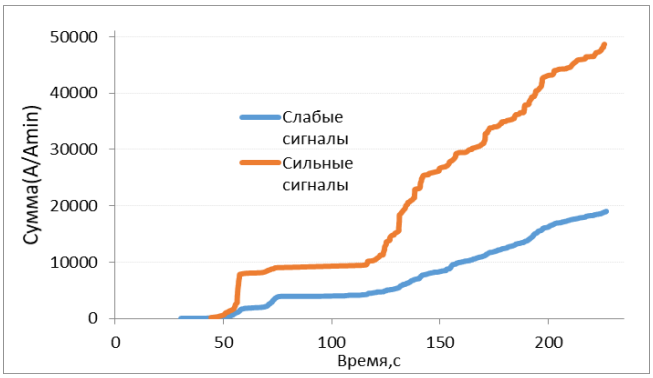
а) образец 1; б) образец 2; в) образец 4; г) образец 6; д) образец 7; е) образец 8

В координатах lg N(A/Amin) - lg(A/Amin) наблюдается линейный участок при lg(A/Amin) больше 1,54 В. Это признак самоподобия при коллективных взаимодействиях: в диапазоне наблюдений нет “внутреннего масштаба” процесса [149]. Точка, где начинается прямолинейный участок в координатах lg N(A/Amin) - lg(A/Amin) и является основой для разбиения сигналов АЭ на два интервала. В интервале амплитуд A/Amin ≤ 34 попадает основной поток слабых шумоподобных импульсов. Количество сильных импульсов A/Amin = 34 … 500 варьируется в интервале 219 ÷ 362 импульсов для каждого образца.

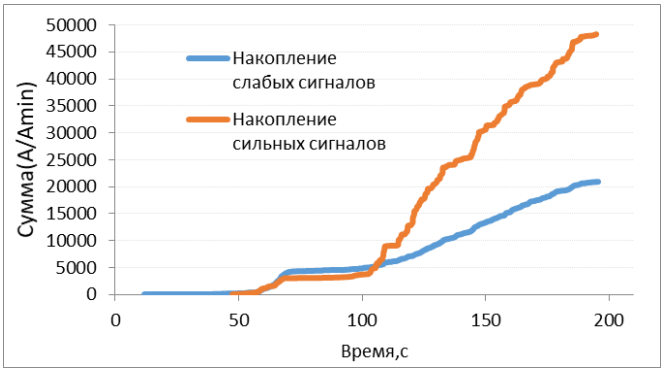
На рисунке 52 представлены графики накопления во времени слабых и сильных сигналов АЭ.



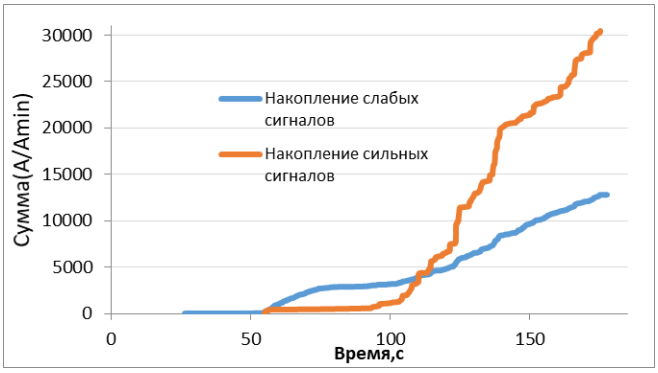
а)



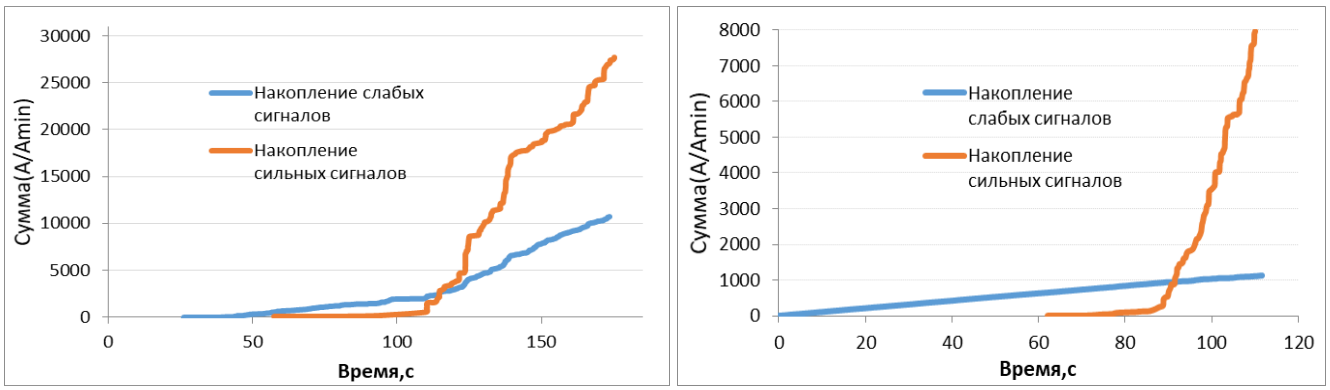
б)



в)



г)



д) е)

Рисунок 52 – Накопление во времени слабых и сильных сигналов АЭ.
а) образец 1; б) образец 2; в) образец 4; г) образец 6; д) образец 7; е) образец 8

Сильные импульсы слияния появились после N_1 импульсов первичного разрушения, когда в объеме V образца расстояние между первичными очагами разрушения сократилось до $\Lambda \sim (V/N_1)^{1/3}$. Дальнейшее слияние есть самоорганизация трещин с вырождением размерности системы [3м]: от скачков, рассеянных однородно в объеме на аномалиях структуры, - к разрывам перемычек ямок в зоне концентрации напряжений в вершине растущей вязкой трещины.

Сильные сигналы АЭ составляет 8,68 ÷ 11% от всех зарегистрированных импульсов в зависимости от образца. Для всех образцов сильные импульсы начались позднее чем слабые сигналы, но дают большее накопление сигналов во времени (рисунок 52).

Сигналы АЭ одновременно были зарегистрированы на двух приборах для измерения АЭ. Для того чтобы понять, насколько две системы измерения АЭ дают сопоставимые результаты был построен график корреляции между значениями амплитуд АЭ1 и АЭ2, зарегистрированными двумя устройствами (рисунок 53). Из полученной зависимости видно, что два устройства хорошо согласованы друг с другом (коэффициент корреляции 0,89) и разные установки дают сопоставимые результаты. Это обеспечивало возможность использования установок для регистрации АЭ в отдельных случаях порознь.

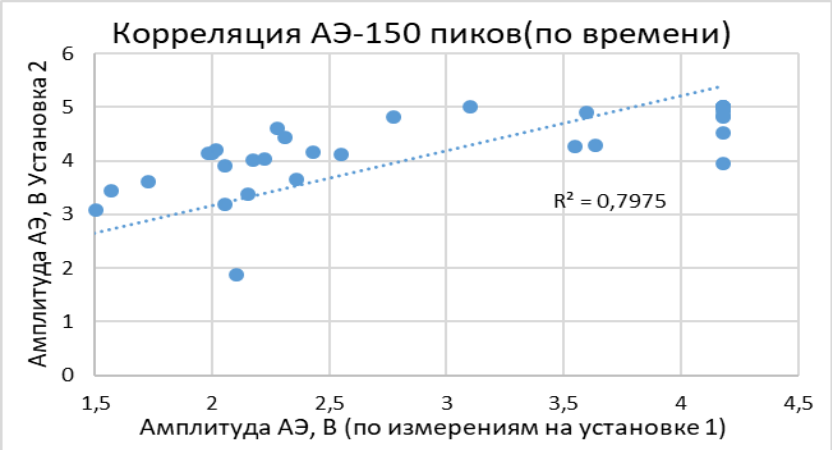
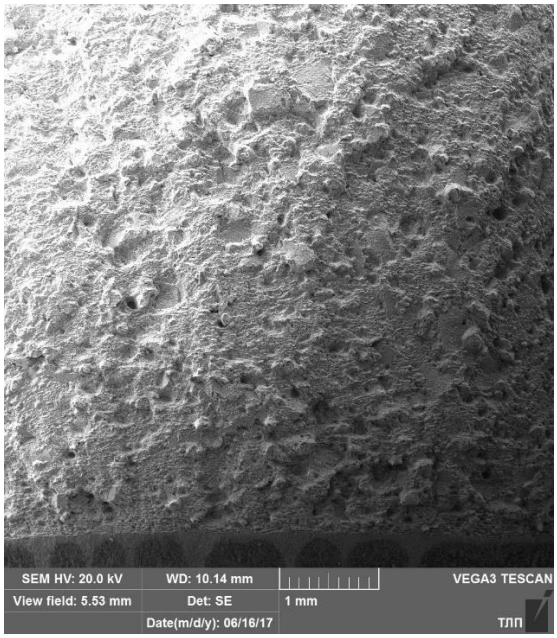


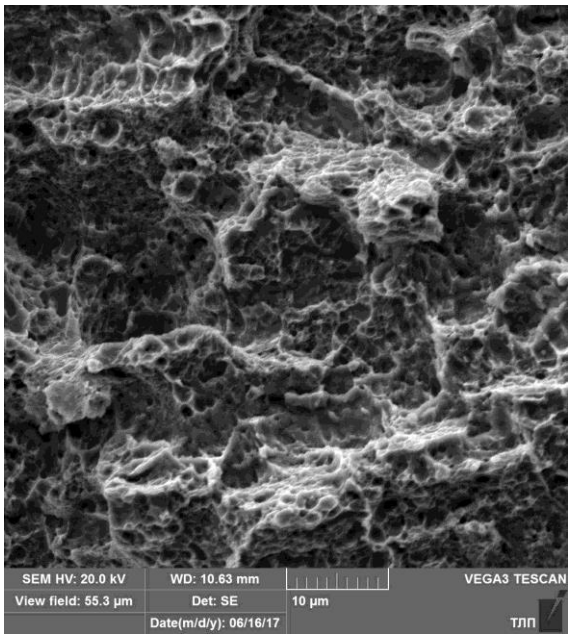
Рисунок 53 – Корреляция результатов измерений АЭ на двух установках одновременно

4.2.2 Фрактографический анализ поверхности разрушения

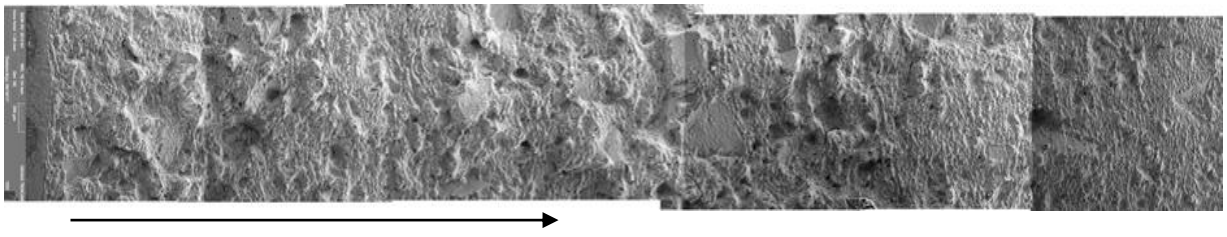
Фрактографический анализ изломов является важным средством для оценки вязкости и механизма разрушения. При этом наиболее интересным с точки зрения разрушения является анализ центральной части образца на трещиностойкость, где имеется наибольшее напряженное состояние. С этой целью на сканирующем электронном микроскопе TES'CAN VEGA3 снялась центральная часть изломов образца на статистический изгиб размером 10x20x120 мм и 15x20x120 мм (начиная с границы усталостной трещины по направлению распространения трещины) при увеличении ×50…5000 (рисунок 54).



а) Панорама излома при ×50



б) Излом при ×5000



Направление развития трещины

в) Панорама излома в центральной части образца при ×200

Рисунок 54 – Поверхность разрушения образца на статистический изгиб из стали 38ХН3МФА

Фрактография показывает, что разрушение в основном вязкое. При этом, смены микро-механизмы распространения трещины не происходила. Наблюдались фасетки транскристаллитного разрушения, крупные (≥ 20 мкм) в изломах поковок подвергнутых ЭШП -

элементы вязкого межзеренного разрушения (камневидный излом). С целью сопоставления морфологии изломов с сигналом АЭ в работе также была снята панорама изломов при увеличении х120, изображение которой представлено на рисунке 55.

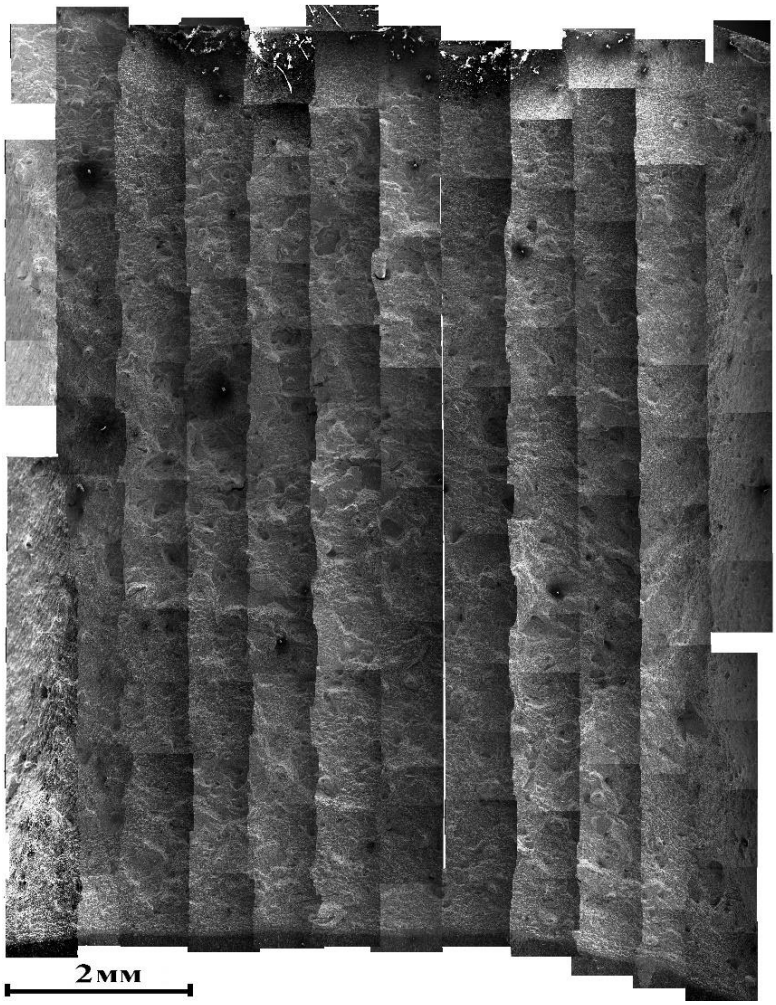


Рисунок 55 – Панорама изломов образца на трещиностойкость, х120

Для подтверждения предположения о скачкообразном характере процесса распространения трещины в работе был использован метод реконструкции положения переднего фронта растущей трещины, на основе 3D-моделей изломов.

4.2.2.1 Реконструкция положения переднего фронта растущей статической трещины на основе измерения строения изломов

Для оценки вязкости разрушения, в частности по деформационному критерию, вместе с применением метода АЭ необходимо изучить механизм развития трещины методом количественного фактографического анализа поверхности изломов. В предыдущем разделе было установлено, что распространение трещины имеет скачкообразный характер, для реконструкции положения фронтов растущей статической трещины в работе применяли метод

реконструирования 3D моделей изломов, разрушенных образцов и для сравнения, также использовали опробованный метод профилографии.

4.2.2.1.1 Методика обработки и измерения 3D изображения изломов

Для анализа процесса разрушения в расширенном мезо-макромасштабе была использована методика цифрового измерения трехмерной поверхности излома по результатам фотограмметрической съемки на регулярных сериях из 40-100 изображений при увеличениях до х100 с последующим воссозданием полной триангуляционной модели (нерегулярная триангуляционная сеть - Triangulated irregular network, TIN). Цифровая модель позволяет рассчитывать статистически корректные оценки всех основных фрактографических характеристик [154].

В работе используется метод получения 3D картинки изломов в масштабе образца. 3D-модель изломов была получена с использованием приставки к микроскопу «ОПТОФРАКТ - 5М» и представляется собой набор значений точек в виде координат (X,Y,Z), где Z – высота рельефа излома (каждая точка сетки содержится информация о координате X,Y,Z) . 3D модель представляется в формате типа PLY (файл .PLY – формат поддерживает относительно простое описание объекта как списка плоских полигонов в виде сетки). Элементарными элементами 3D-модели являются вершины (узлы), ребра и грани (плоских треугольников); узлы характеризуются координатами (X,Y,Z), ребра являются отрезками, соединяющими два некоторых узла. Размер элементарного элемента зависит от разрешения (увеличения) оптики при съемке, в нашем случае шаг между соседними точками от 10 до 50 мкм.

Цифровые трехмерные изображения рельефа изломов обрабатываются с помощью различных специальных программных пакетов (CloudCompare, Gwyddion, Excel, Statistica) для извлечения и измерения основных характеристик профилей изломов.

Производится “растеризовать” облака точек 3D моделей излома в программе CloudCompare (т. е. проецировать облака точек на горизонтальную плоскость, каждые точки сетки 3D моделей преобразуются в ячейку “пиксели”, содержащую информацию о высоте точек), а затем экспортировать его как растровое изображение (Формат .geotiff). Файл растрового формата geotiff, полученный после обработки в программе CloudCompare, где в каждой точке содержится информация о высоте элементов поверхности излома (Z – высота элементов излома) обрабатывается с помощью программы Gwyddion для извлечения профилей и измерения характеристических элементов излома.

Кривая профиля строится по данным, выбираемыми через регулярные интервалы вдоль выбранной линии. Значения в точках, которые не попадают точно в центр пикселя (что обычно случается с наклонными линиями) интерполируются с использованием выбранного режима

интерполяции. Если не задано определённое число точек с помощью опции Фикс. Разрешение, число точек соответствует длине линии в пикселях. Это означает, что для полностью горизонтальных и вертикальных линий интерполяция не используется.

4.2.2.1.2 Процедура восстановления формы переднего фронта трещины

Для восстановления положения фронтов трещины в работе использовали количественный фрактографический метод анализа профиля изломов на основе метода реконструкции 3D моделей изломов образца на вязкость разрушения (рисунок 13 – в разделе методика исследования).

Примерный профиль, извлекаемый методом 3D реконструкции вдоль направления развития трещины (после вычитания полинома оптимальной степени) представлен на рисунке 56. Критерий выбора полинома – достижение минимума остаточной дисперсии при росте степени полинома. Процедура вычитания полинома предназначена для устранения низкочастотной составляющей не несущей информации о механизме разрушения, при этом не искажен мезорельеф.



Рисунок 56 – Пример профиля излома (шаг профиля – 20 мкм)

По точкам каждого профиля строилась ломаная лестница. Алгоритм построения ломаной лестницы основан на методе наименьших квадратов (МНК). Это математический метод минимизации суммы квадратов отклонений точек от проводимой через них прямой линии. Написанная при помощи Microsoft Excel программа, при помощи МНК сначала проводит наилучшую прямую линию через минимальное количество точек (три), и считает генеральную дисперсию отклонения этих точек от полученной прямой. После этого количество точек увеличивается на одну, и операция повторяется. Если генеральная дисперсия отклонения точек от прямой уменьшается, то добавляется ещё одна точка и так пока дисперсия не начинает снова

расти. Точка локального минимума генеральной дисперсии принимается за точку перегиба ломаной лестницы, и новая прямая линия начинается от неё. Таким образом, определяется мезо масштаб траектории роста трещины в образце, на данном профиле. Полученная ломанная лестница таким способом графически показана на рисунке 57.



Рисунок 57 – Ломаная лестница, полученная методом МНК

Оценка статистической значимости построения ломанных лестниц (по прямой) для всех ступеней проведена с помощью критерия Фишера подтверждает, что с доверительной вероятностью 95% зависимость аппроксимироваться прямой линией. Таким образом, показано, что траектория распространения трещины хорошо аппроксимируется ломанной лестницей [155].

Последовательно соединение соответствующих максимумов и минимумов смежных профилей (в единой системе координат) дало положение фронта развивающейся трещины (скачки трещины)- Рисунок 58.

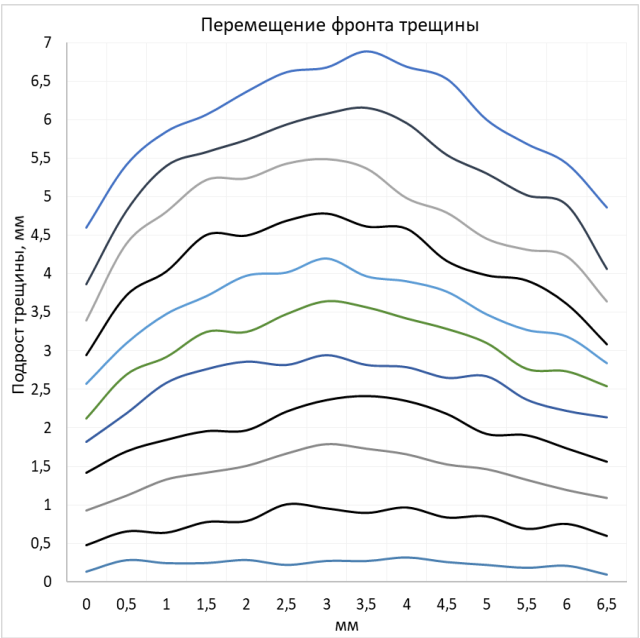


Рисунок 58 – Восстановление роста фронта трещины по профилям излома

Результаты реконструкции фронтов трещины согласуются с результатами анализа АЭ. Число полученных на изломе каждого образца положений передних фронтов (скачков) трещины, соответствовало числу мощных импульсов АЭ с амплитудой А≥ 3,8В. Таким образом, определение критического раскрытия трещины проводилось для каждого её скачка (при статическом подросте), с учетом экспериментально найденных значений коэффициента вращения *n*, величины подроста и кривизны переднего фронта трещины - в центральной его части.

Для оценки погрешности реконструкции каждого отдельного профиля на 3D модели, находили похожие элементы (плоские площадки) на 2D изображении (из которых была реконстирована 3D модель) и на изображении из скана. Для оценки их соответствия оценивали соотношение размеров идентичных элементов по измерениям на изображениях различной размерности (рисунок 59).

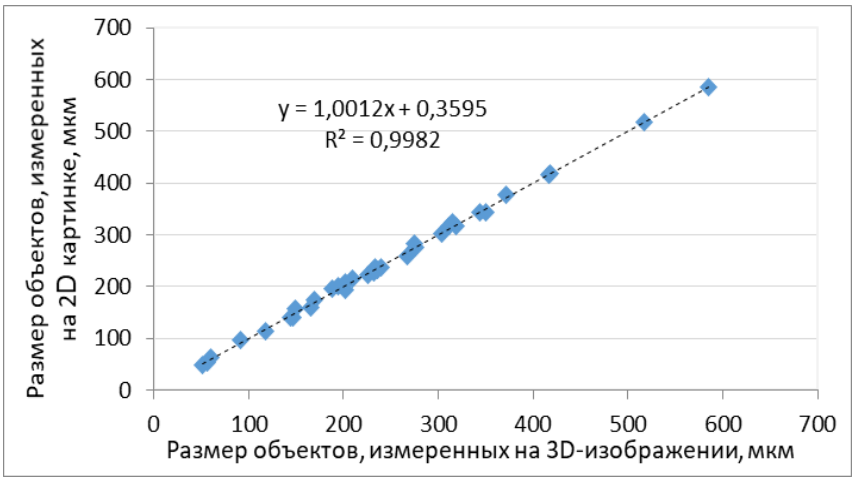


Рисунок 59 – Сопоставление размеров элементов излома при измерении на 2D- и 3D изображениях

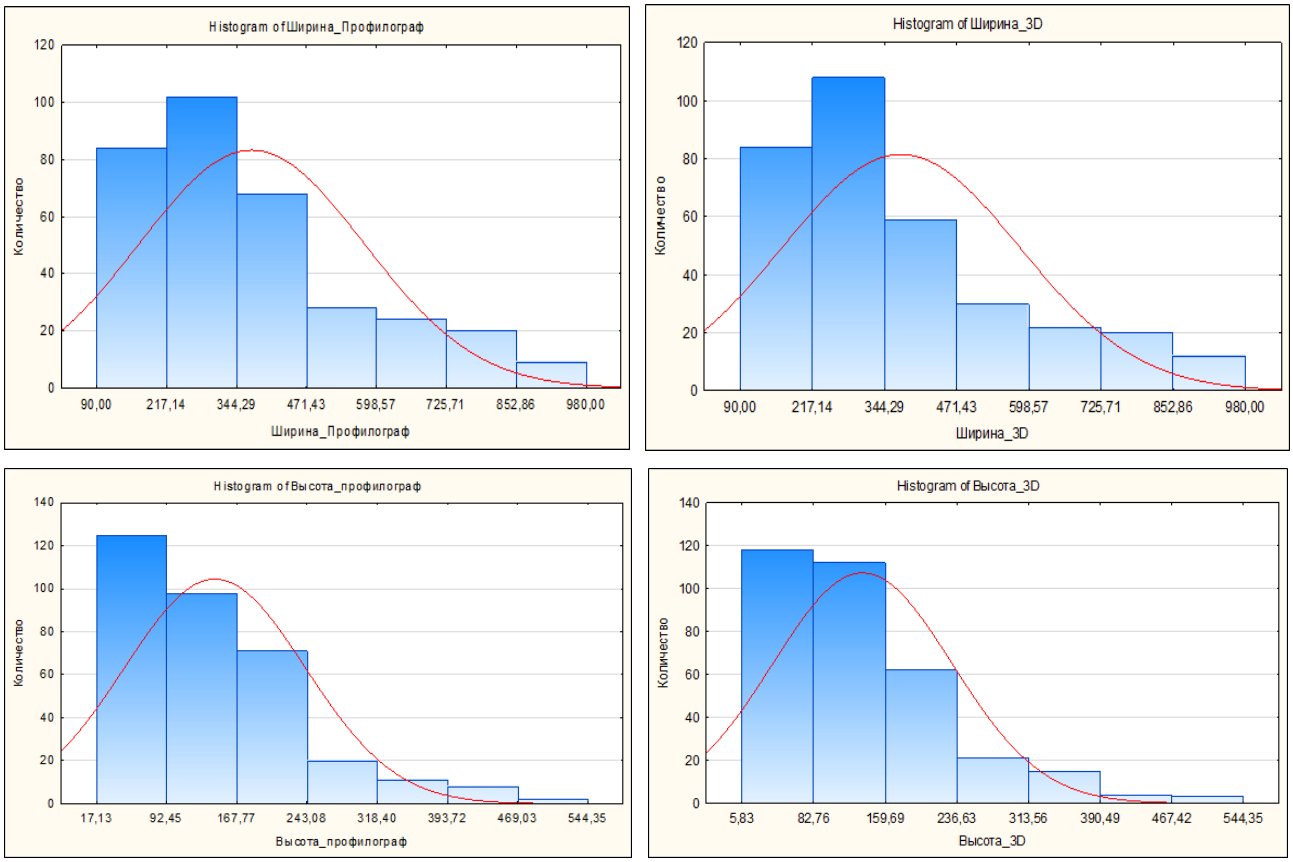
Показано, что корреляция между значениями измеренными на 2D- и 3D-изображениях достаточно высокая, что указывает на удовлетворительную сопоставимость результатов и возможность выделения информативных элементов при массовых измерениях рельефа.

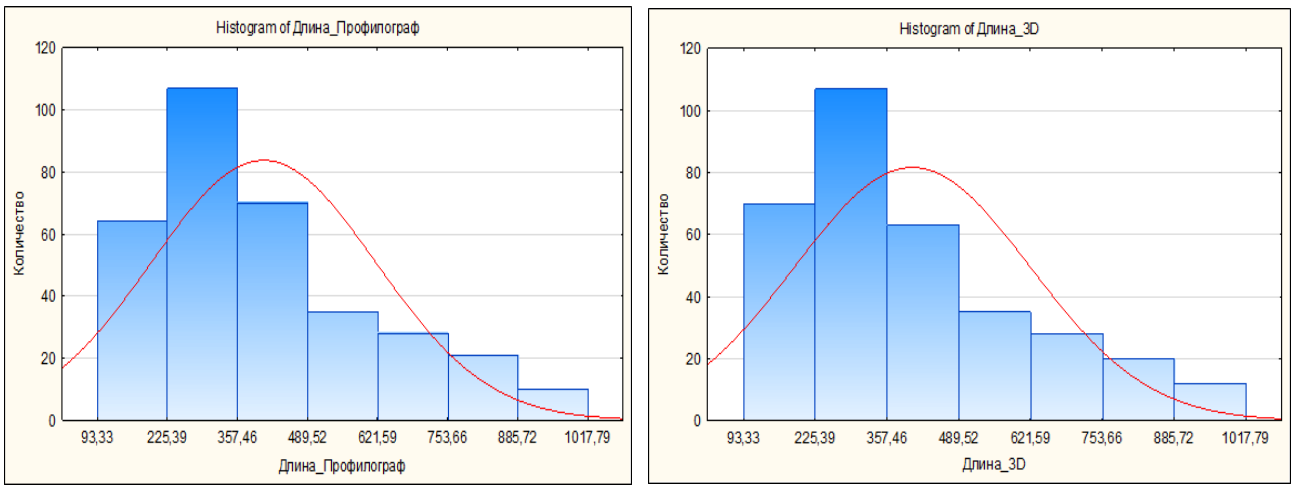
Также проведена оценка погрешности измерения на 3D модели и на профилографе. Для этого сняли область размером 5х6мм на профилографе с шагом 5 мкм всего 25 профилией, отстоящие друг от друга на 200 мкм, длина реализации 6 мм начинается от границы усталостной трещины по направлению развития трещины, первый профиль расположен примерно на 1 мм от границы макрохрупкого квадрата и губы среза (рисунок 60). И извлекали 25 соответствующие профили из реконструированной 3D модели. Из этих 25 профилей были построены наилучшие ломаные лестницы. После того находили такие характеристики

лестницы как длину, высоту и ширину ступеней. Их гистрогаммы распределения представлены на рисунке 61.



Рисунок 60 – Схема измерения профилей излома образца на вязкость разрушения





а) б)

Рисунок 61 – Гистограммы распределения высот, длин и ширин ломаных лестниц, по измерениям на профилографе (а) и выделенных из 3D модели (б)

Сравнивали две выборки (длина, высота, ширина) по 3D модели и по профилографии по критерию Колмогорова – Смирнова (К-С) показано, что они не значимо отличаются при риске ≤0,2 (табличное значение критерия – 1,073), для высот, ширин и длин ступеней экспериментальное значение критерия составило: 0,880; 0,349; 0,466 соответственно.

Ввеличина проверочной статистики меньше критического значения критериев К-С при уровнях значимости 0,001 ÷ 0,2 следовательно выборки не отличаются.

На примерах 2-го и 9-го профиля показаны что, коэффициенты корреляции высот на профилях, полученных профилографическим методом и вытащенных из 3D модели колеблется от 0,93 до 0,97 (Рисунок 62).

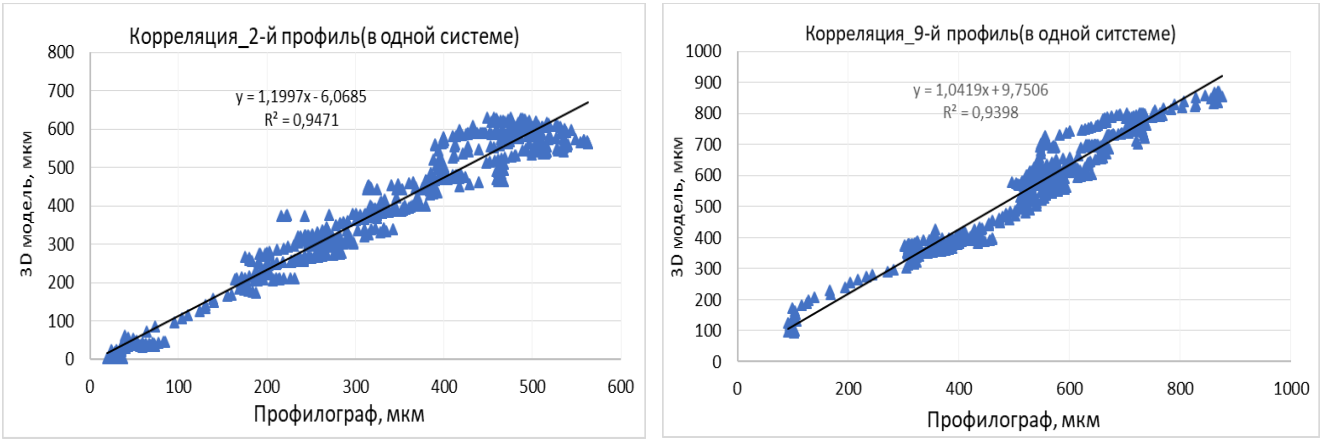


Рисунок 62 – Пример корреляции высот, полученных из 3D модели и по измерениям на лазерном профилографе (профили 2 и 9)

На рисунке 63 представлены совмещенные графики профилей на профилографе и на 3D модели по длине реализации профилей. Один и тоже профиль сняты на профилографе и на 3D модели описывается схожими линиями тренда. Небольшая разница может быть объяснена

небольшим наклоном поверхности излома образца относительно горизонтальной плоскости при снятии на профилографе и при снятии серии изображении для реконструирования 3D модели.

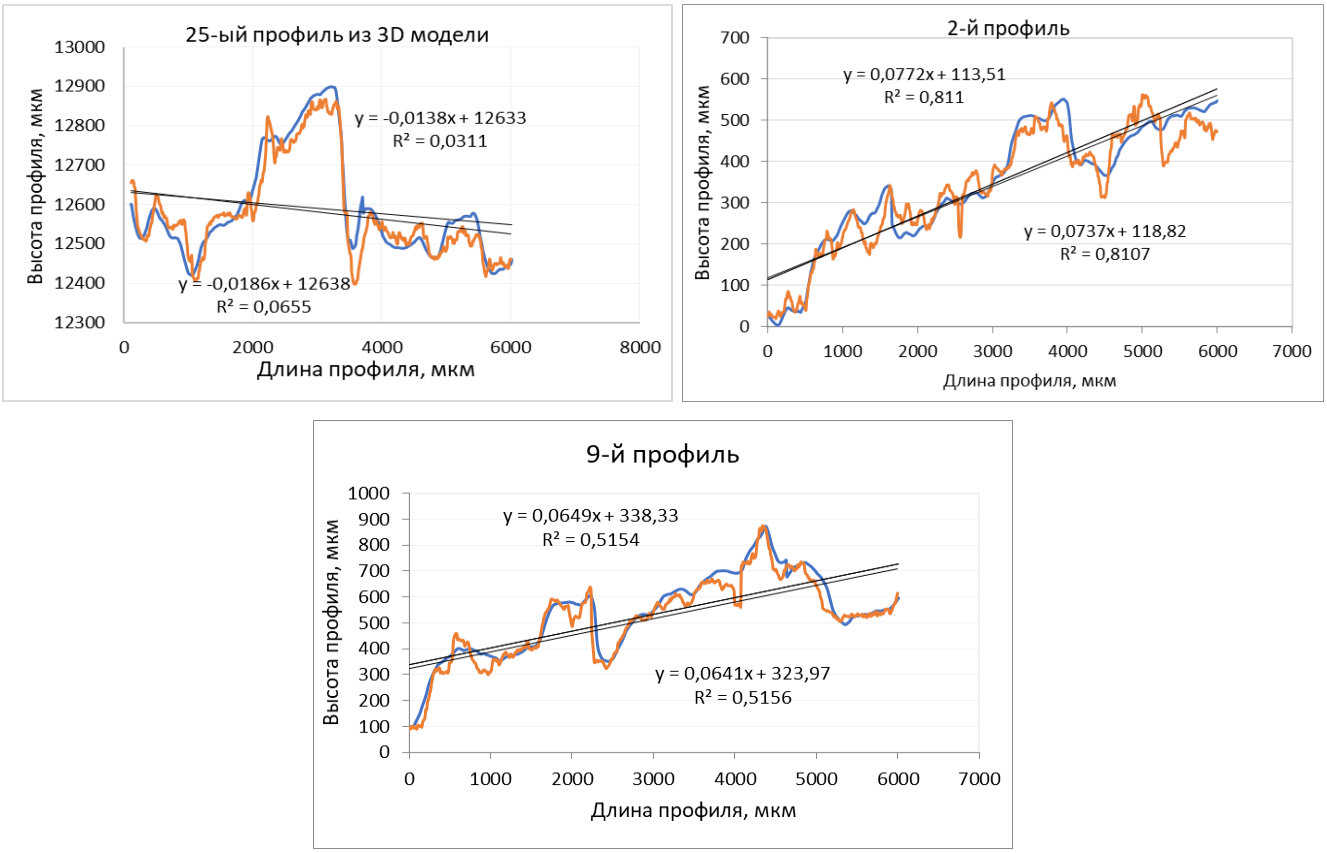
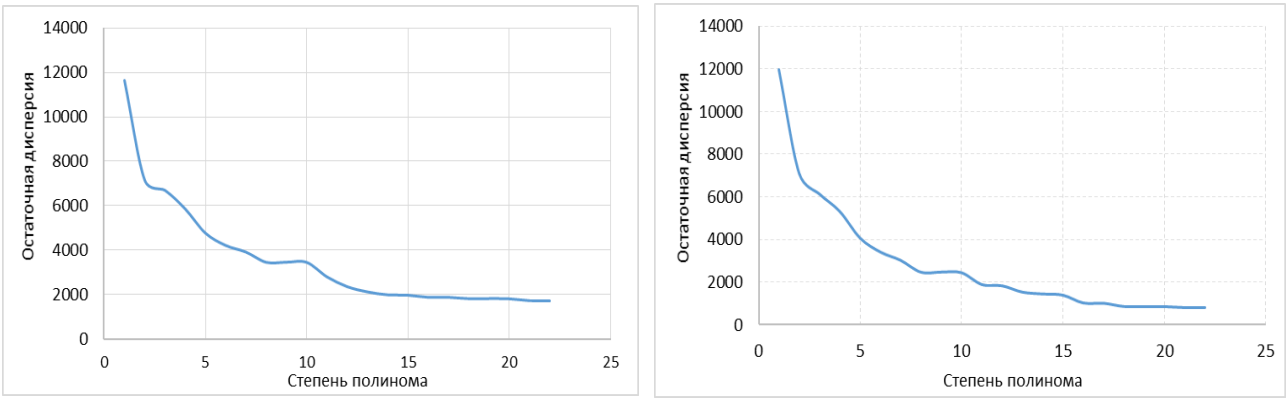


Рисунок 63 – Совмещенные графики профилей, полученных на профилографе и из 3D моделей

Также показано, что зависимость остаточной дисперсии от степени полинома (при вычитании низкочастотных составляющих или тренда, не несущих информацию об механизме распространения трещины) для одного и тоже профиля, полученного из измерений на лазерном профилографе, и из 3D модели, имеет сходный характер (рисунок 64).



а) б)

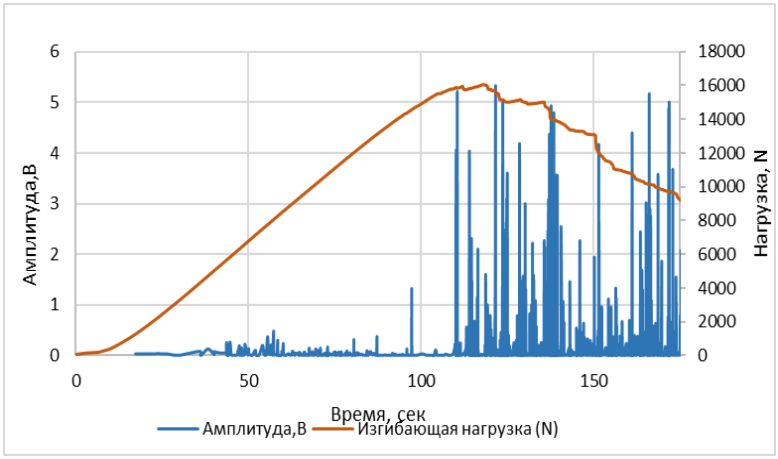
Рисунок 64 – Зависимость остаточной дисперсии от степени полинома, описывающего профиль излома, полученный по измерениям на лазерном профилографе (а), и выделенных из 3D модели (б)

Это еще раз подтверждает, что измерение профилей из 3D модели и на профилографе дают совершенно сопоставимый результат.

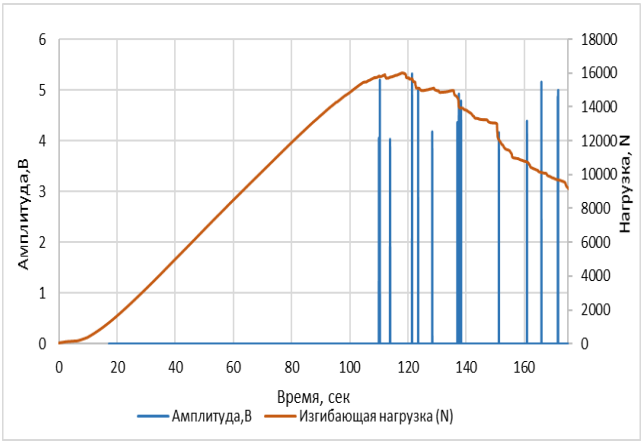
4.2.3 Сопоставление результатов измерения подроста трещины по измерениям АЭ и морфологии изломов

Скачки трещины соответствуют наиболее мощным (по амплитуде) сигналам АЭ. С помощью фрактографического анализа и изучения АЭ показано что, профили изломов хорошо согласуются с сигналами АЭ, в частности количество максимальных пиков АЭ соответствует количеству фронтов трещины.

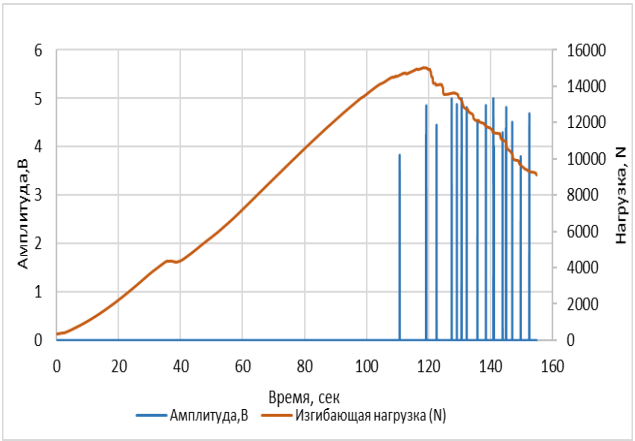
Рост трещины (скачки трещины) обусловлены наиболее мощными пиками АЭ с амплитудой больше 3,8В. Скачки трещины примерно одинаковой площади достаточно равномерно появляющиеся в процессе распространения трещины (при этом бывает случай, когда два мощных смежных (соседних) пиков АЭ дают один скачок трещины) (Рисунок 65). Число наименьше мощных импульсов АЭ совпадало с числом потенциальных элементов в пределах каждого скачка трещины. Потенциальные элементы это могут быть крупные плоские участки (фасетки) камневидного излома (хрупкие составляющие) и крупные НВ.



а)



б)



в)

Рисунок 65 – Диаграмма «нагрузка – время» с совмещенными сигналами АЭ

а) все зарегистрированные сигналы АЭ

б) сигналы АЭ, обусловленные скачками трещины

в) сигналы АЭ, обусловленные скачками трещины

На сканирующем электронном микроскопе получили порядка 180 ÷ 250 кадров при увеличении х150, охватывающих всю поверхность макрохрупкого квадрата изломов каждого образца. Из этих кадров были склеены в панораму излома, изображение которой представлено на рисунке 55. На полученные панорамы изломов нанесли положения передних фронтов трещины, реконструированные описанных выше способом (из 3D-модели рельефа) и в пределах каждого скачка трещины, находили потенциальные элементы излома (крупные фасетки, НВ и т п.), которые могли бы спровоцировать появление сильного сигнала АЭ и поэтапно выделяли соответствующие импульсы эмиссии. Соответствие импульсов акустической эмиссии предстартовым трещинам (d=80…150 мкм - от отслоя крупных сульфидов в стали, водородного охрупчивания) ранее было установлено по согласию их триангуляции и фрактографии [123,156]. При неизменном напряжении σ вскрытие хрупкой трещины площадью $F \sim d^2$ дает сигнал амплитудой $A \sim F$. Если за время испытания напряжение σ и настройка тракта неизменные можно оценивать накопление площади разрушения как $\sum F_i \sim \sum A_I$ - по сумме амплитуд импульсов $\sum A_i$. В нашем случае также было установлено соответствие таких элементов в изломе поперечником от 50 до 700 мкм появлению сигналов АЭ от 1 до 5В (рисунок 66). Их выделяли в поле наблюдения, соответствующем площади между двумя передними фронтами трещины с привязкой к соответствующим им мощным амплитудам АЭ.

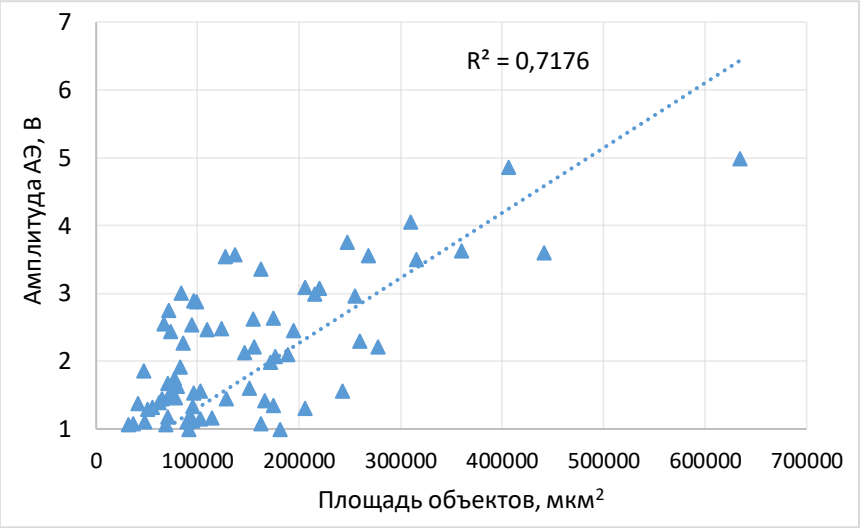
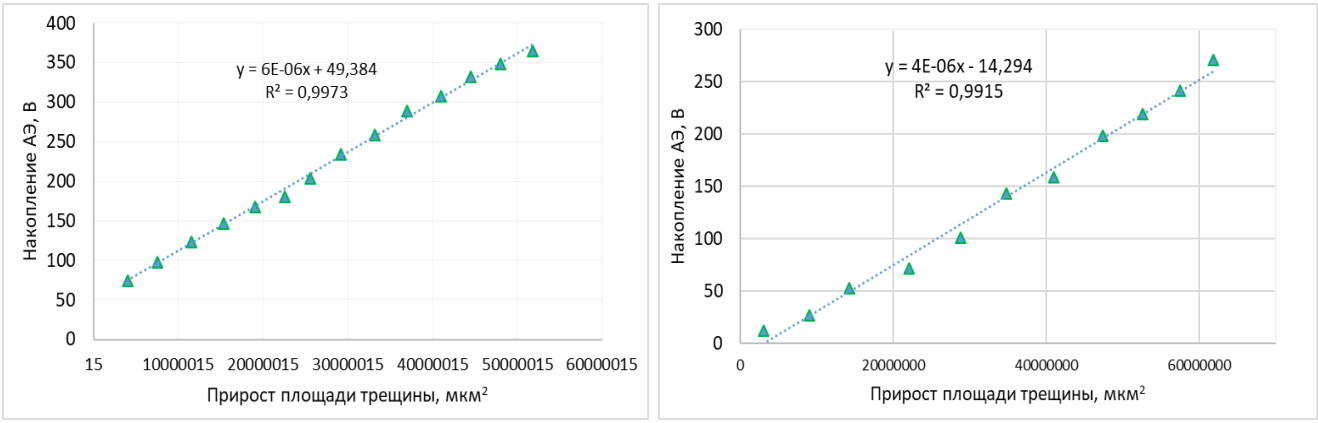


Рисунок 66 - Соотношение амплитуд АЭ и площадей её источников (по измерениям в изломе образца, поковка 2)

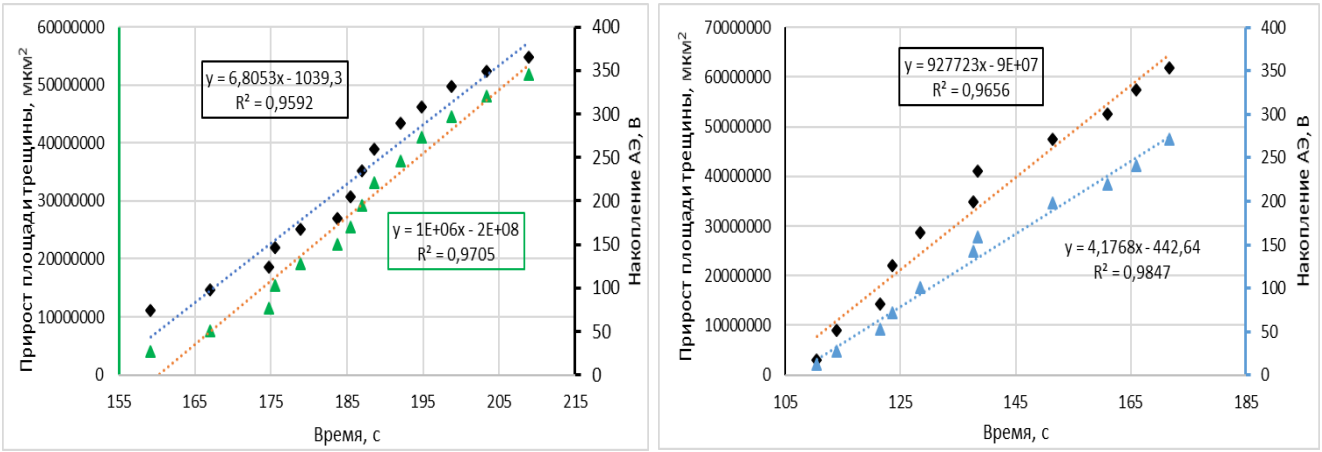
Наблюдаемая пропорциональная зависимость накопления сигналов АЭ и прироста площади трещины за каждый её скачок (рисунок 67) - признак стационарности роста трещины.



а) б)

Рисунок 67 – Зависимость накопления АЭ и прироста трещины для образцов 1 (а) и 7 (б)

Накопление сигналов АЭ и прирост площади трещины за каждые скачки трещины линейно растут по времени (рисунок 68).



а) б)

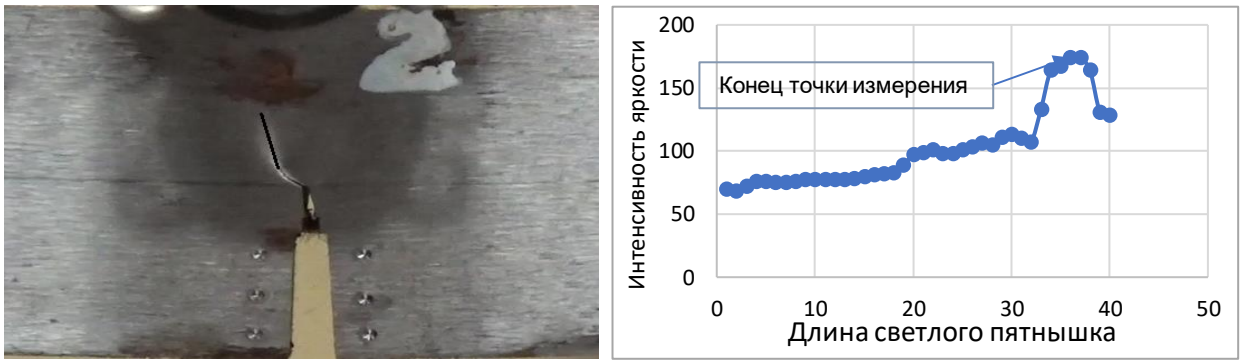
Рисунок 68 – Прирост трещины и накопление сигналов АЭ по времени

а) образец 1; б) образец 7

4.2.4 Деформация и разрушение боковых перемычек

Распространение статической трещины начинается в центральной части образца, по её краям остаются боковые перемычки, которые после пластической деформации разрушаются срезом с образованием боковых откосов (губ среза). В этой связи исследовали процессы поперечной деформации образца (утяжки) и последующего разрушения боковых перемычек. Очевидно, что началу формирования боковой перемычки должно сопутствовать резкое

увеличение интенсивности утяжки. На видеокадрах этому соответствовало появление светлого «пятна» на боковой поверхности образца в вершине усталостной трещины (при специально подобранном боковом освещении). По ходу испытания наблюдалось его продвижение по высоте образца, перемещение его координат отражает формирование боковой перемычки из-за продвижения языка трещины в центре образца (рисунок 69).

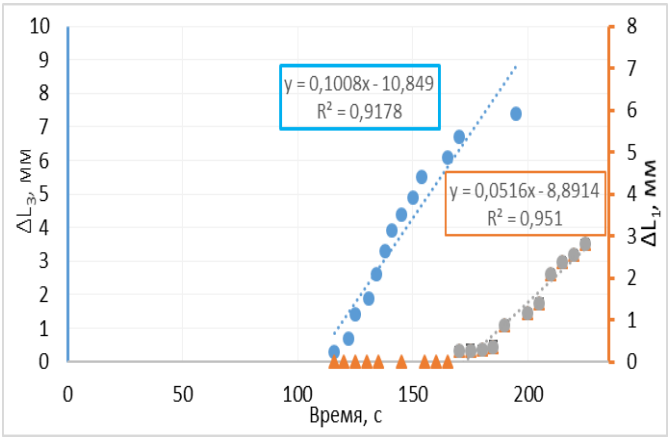


а) б)

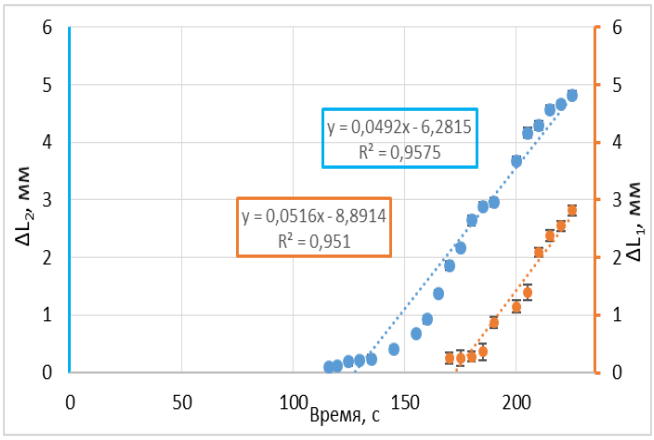
Рисунок 69 – Боковая поверхность образца со светлым «пятном» утяжки (а) и распределение интенсивности яркости (вдоль черной линии на рис. а) (б)

Показано что, для всех образцов светлое «пятно» чуть позже начинается появляться после появления первого скачка трещины (рисунок 70 и 71), исключает только случай для образца 15х20х120 мм, где светлое «пятно» стартует почти сразу же в момент появления первого скачка трещины (рисунок 72). Это свидетельствует о том, что, в момент первого скачка трещины уже фиксируется факт, что образовалась перемычка и созданы предпосылки для начала развития её интенсивной пластической деформации. А образование губы среза происходит существенно позже первого скачка трещины.

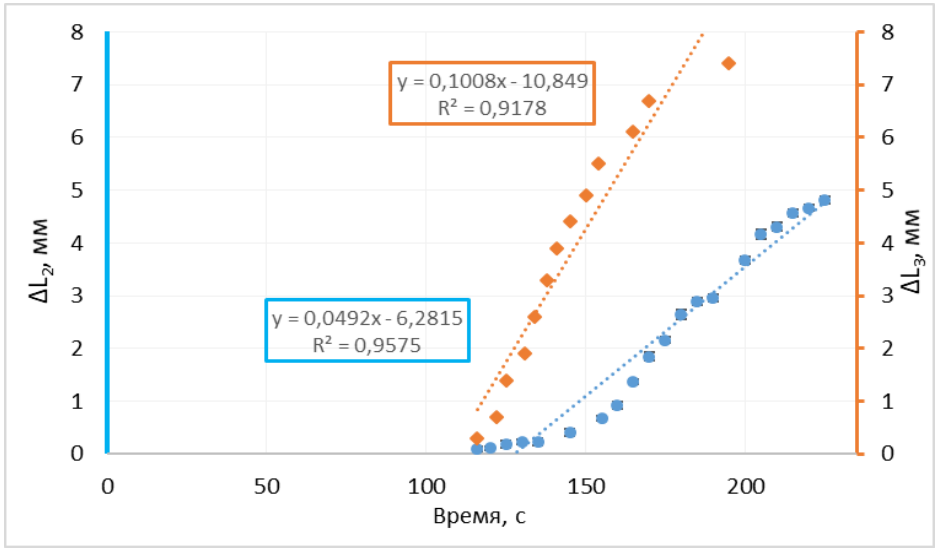
На рисунках 70-72 представлены графики зависимости перемещения координаты вершины трещины на боковой поверхности образца (ΔL_1), перемещение координаты белого «пятна» по высоте образца (ΔL_2), перемещение переднего фронта трещины (ΔL_3) по времени; и также перемещение координат белого «пятна» по высоте образца, перемещение координаты вершины трещины на боковой поверхности образца и перемещение переднего фронта трещины между собой.



а)



б)



в)

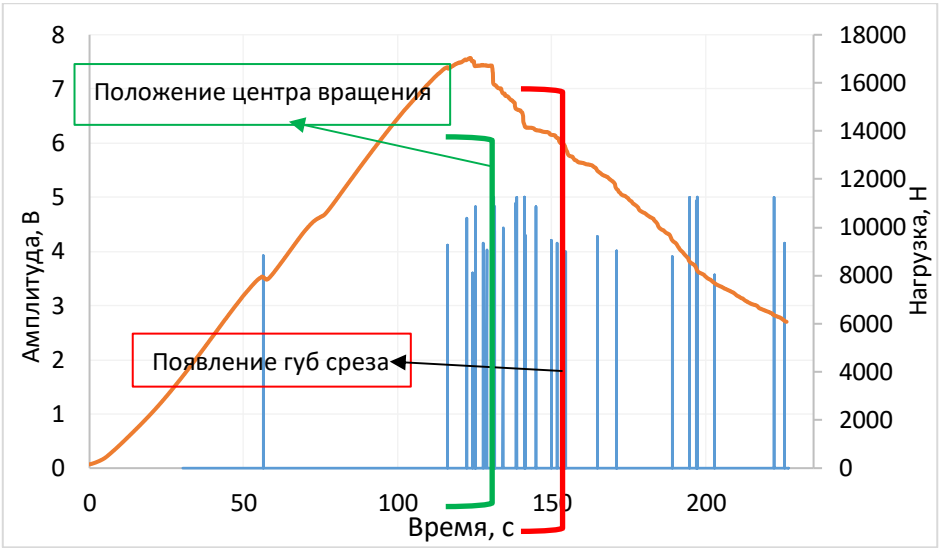
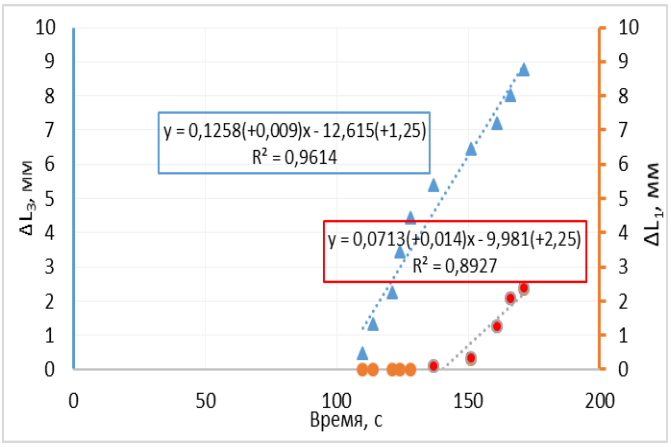
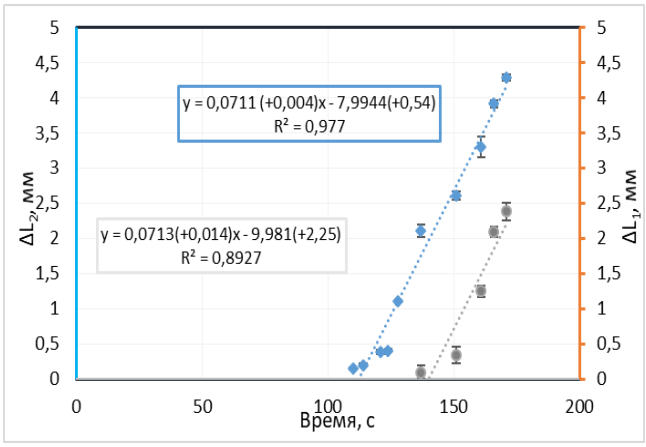


Рисунок 70 – Перемещение координаты вершины трещины на боковой поверхности образца (ΔL_1), перемещение координаты белого «пятна» по высоте образца (ΔL_2), перемещение переднего фронта трещины (ΔL_3) по времени и совмещенные диаграммы «нагрузка- смещение» и АЭ с отмеченным положением центра вращения и момента появления губы среза на поверхности образца (образец 2)

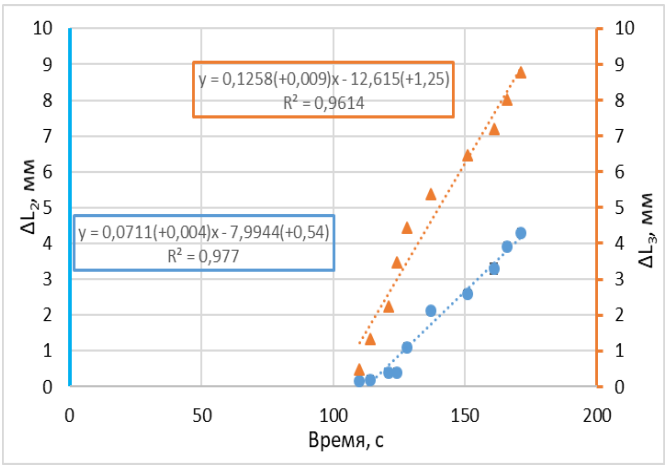
На рисунке 71 показаны те же зависимости, как и на рисунке 70, но для другого образца (№ 3).



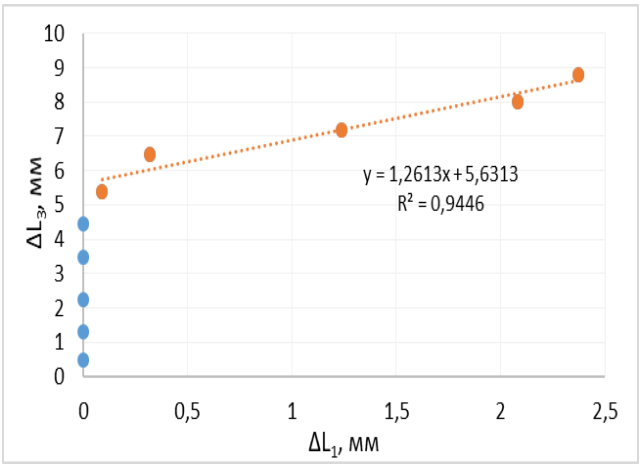
а)



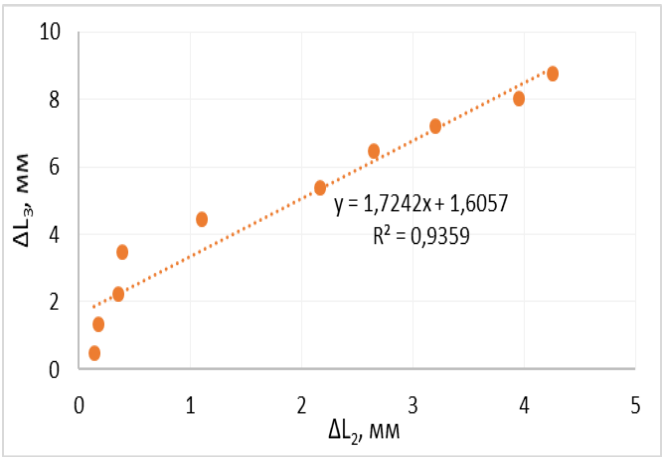
б)



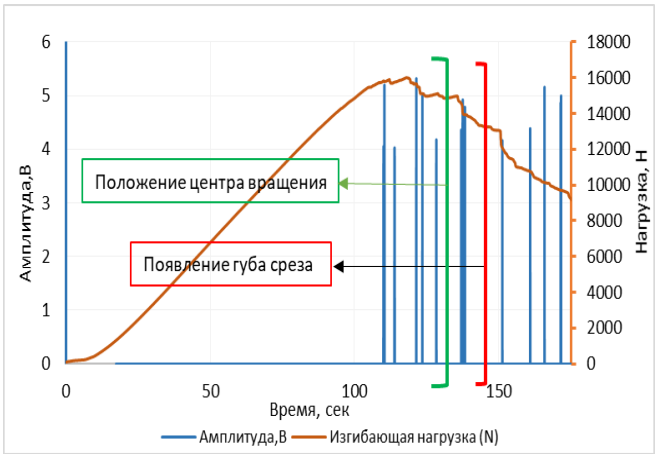
в)



г)



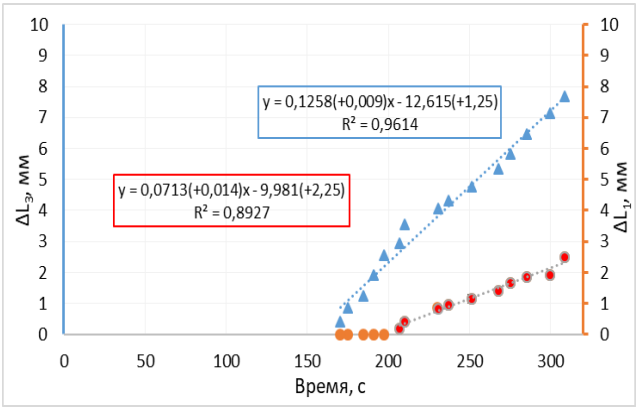
д)



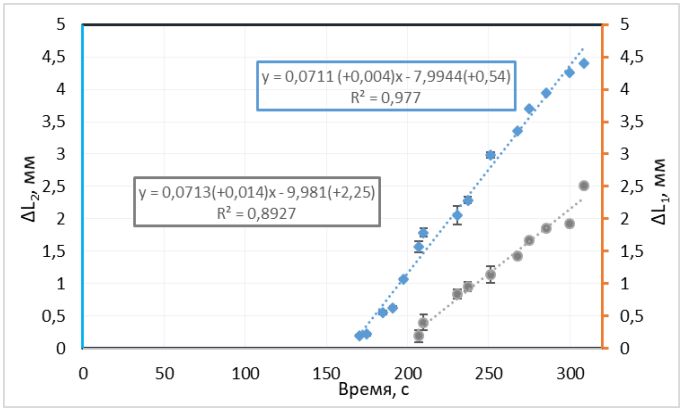
е)

Рисунок 71 - Перемещение координаты вершины трещины на боковой поверхности образца (ΔL_1), перемещение координаты белого «пятна» по высоте образца (ΔL_2), перемещение переднего фронта трещины (ΔL_3) по времени и совмещенные диаграммы «нагрузка- смещение» и АЭ с отмеченным положением центра вращения и момента появления губы среза на поверхности образца (образец 3)

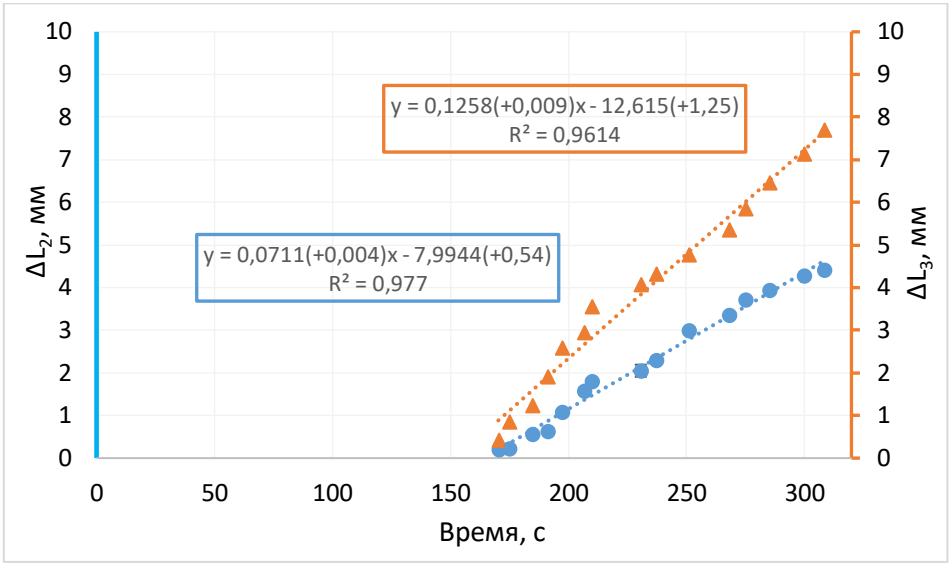
На рисунке 72 представлены результаты для образца 7 размером 15x20x120 мм



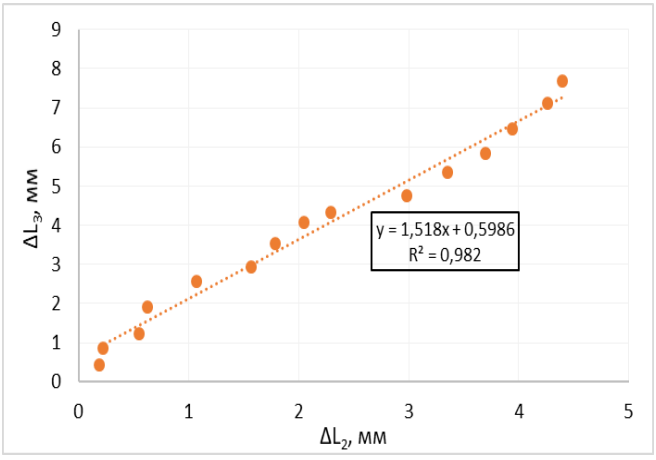
а)



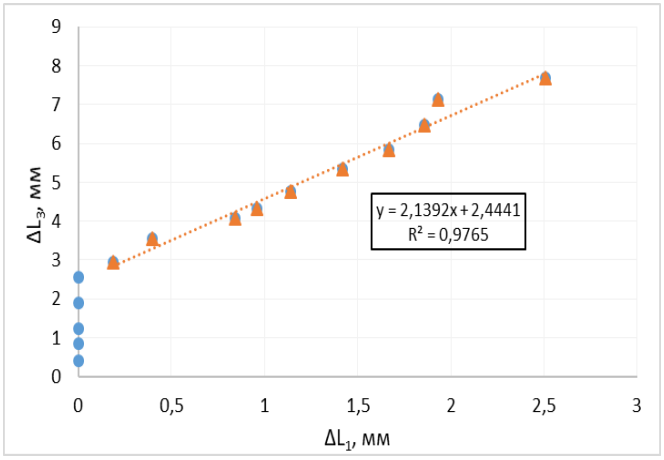
б)



в)



г)

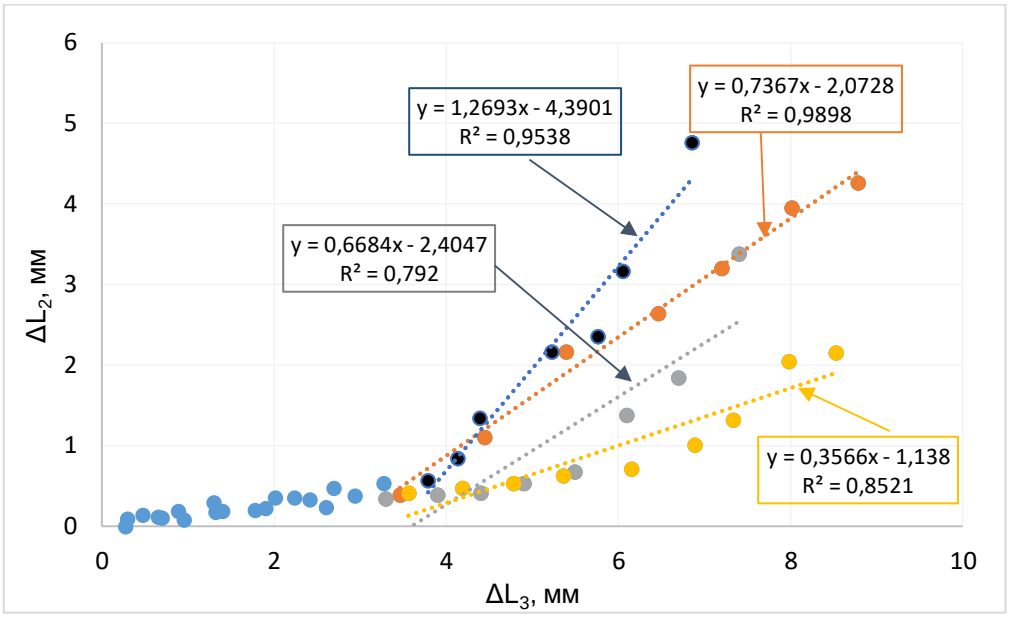


д)

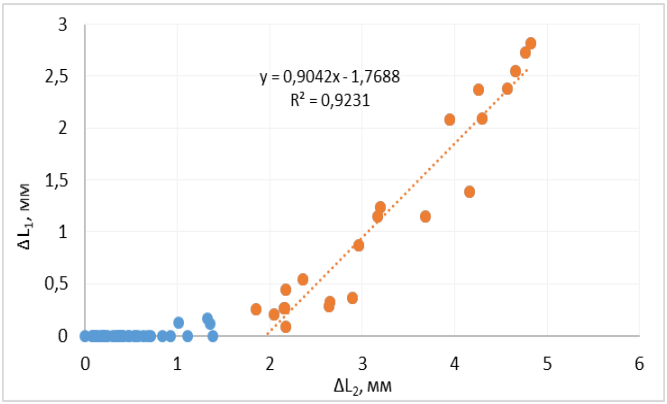
Рисунок 72 - Перемещение координаты вершины трещины на боковой поверхности образца (ΔL_1), перемещение координаты белого «пятна» по высоте образца (ΔL_2), перемещение переднего фронта трещины (ΔL_3) по времени, (образец 7)

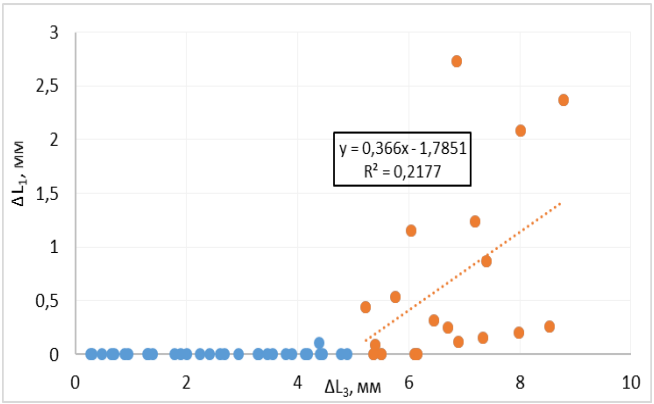
До момента, когда скачок трещины проскочил центр вращения, имеются 5-7 скачков трещины (в зависимости от образца) и тогда можно корректно определить КРТ в каждый момент скачка трещины.

На рисунке 73 показаны сводные зависимости взаимосвязи боковой утяжки (ΔL_2), подроста центральной трещины (ΔL_3) и разрушение боковых перемычек (ΔL_1) для всех образцов (5 образцов).



а)





б) в)

Рисунок 73 – Сводные зависимости взаимосвязи боковой утяжки и подроста центральной трещины (а), – разрушения боковых перемычек (б), подроста трещины и разрушения боковых перемычек (по пяти образцам 10х20х120 мм)

Передвижение белого «пятна» и трещины макроотрыва взаимно согласованы (с учетом регистрации скачков по измерениям АЭ) (рисунок 73): сначала наблюдается некоторый подрост центральной трещины и через некоторое время (тогда подрост центральной трещины достигал 3,5÷ 4 мм), начинается интенсивное развитие утяжки, после чего соотношение величин подроста трещины и утяжки имеет линейный характер, зависимость перемещения зоны утяжки

(по координатам светлых «пятен») и величины подроста трещины для разных образцов описывается разными трендами. После того как белое «пятно» проходило путь, соответствующий расстоянию h =1,5 ÷2 мм (начиная от вершины усталостной трещины) наблюдалось появление трещины на боковой поверхности образца, сопутствующей разрушению боковой перемычки. Это происходило на ниспадающей части диаграммы «нагрузка – время испытания» на всех образцах.

Из рисунка 73.а вытекает такая логика: если трещины растут одинаково, а белое «пятно» бежит с разными скоростями – это означает что, для более «быстрого» пятна лучше идет деформация (пластичность) и, по идее утяжка тоже должна быть больше (рисунок 74). Видимо, у толстых образцов раньше образуется перемычка, и она начинает, естественно, раньше деформироваться, что косвенно отражают значения относительного сужения и утяжки (рисунок 75).

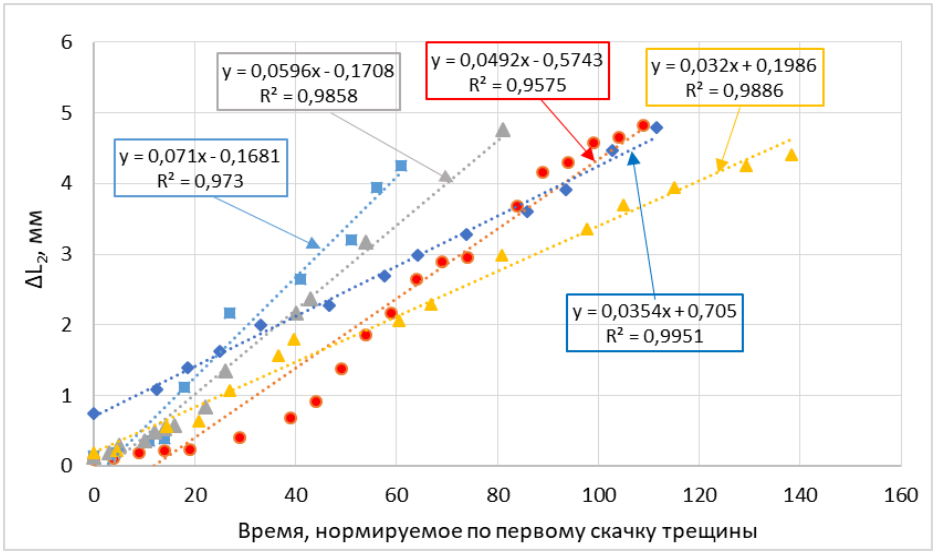
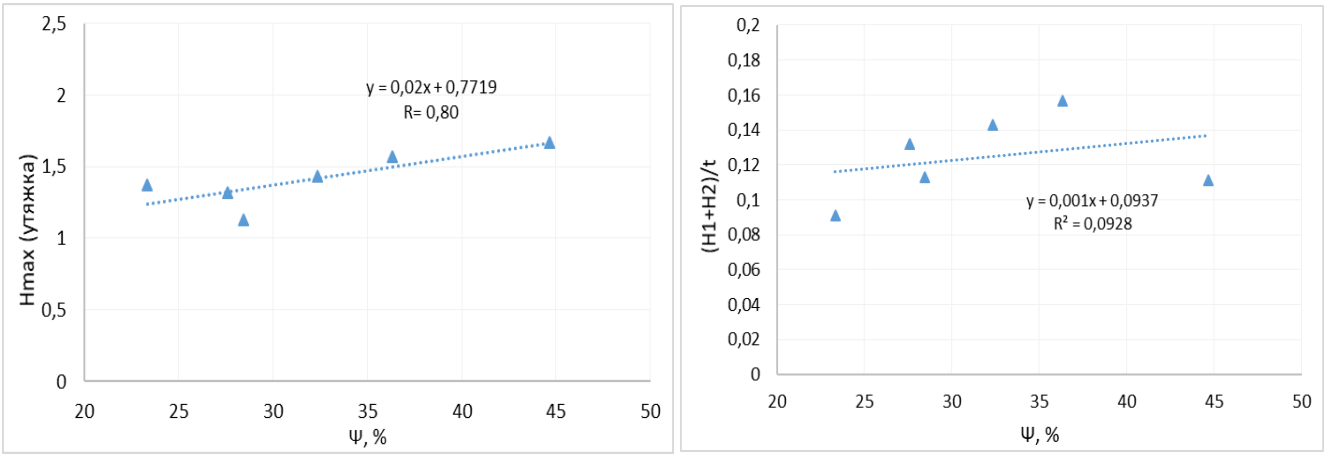


Рисунок 74 – Скорость продвижения белых «пятен» по высоте образцов



а) б)

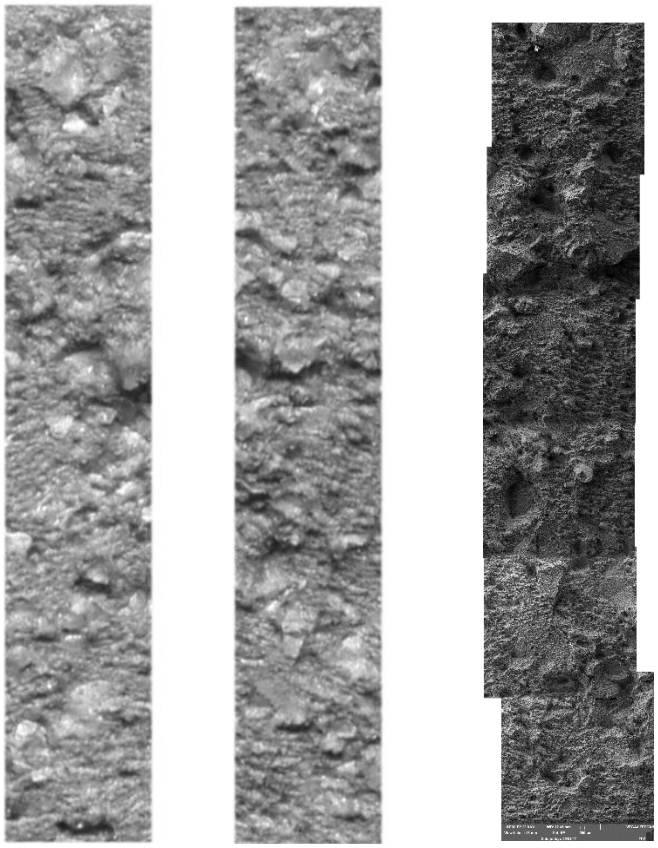
Рисунок 75 – Соотношение утяжки и относительного сужения Ψ (а), соотношение относительной утяжки (с учетом толщины образца) и сужение Ψ (при испытании на трещиностойкость)

В целом, измерение геометрии раскрытия трещины, АЭ при разрушении, эволюции утяжки и разрушения боковых перемычек, реконструкция формы передних фронтов трещины (при её росте), позволили получить более полное представление о механизме раскрытия трещины с учетом макропластической деформации перемычек. Это существенно для уточнения процедуры определения КРТ (возможности определения значений δ_c для каждого скачка трещины, с учетом её подроста, величины n_i, V_{Ci}).

4.3 Прямое измерение раскрытия трещины по сопоставлению ответных половинок излома – расчеты пластической невязки

Для более глубокого понимания механизма эволюции трещины в среде с развитой структурной неоднородностью были построены и сопоставлены профили двух ответных половинок, полученных с помощью реконструированной 3D-модели рельефа. Полученные профили ответных половинок совмещались в одной системе координат. Для состыковки двух ответных половинок излома выбирали “реперные точки”. Выбор реперных точек производилась визуально по 3D изображениям ответных половинок излома.

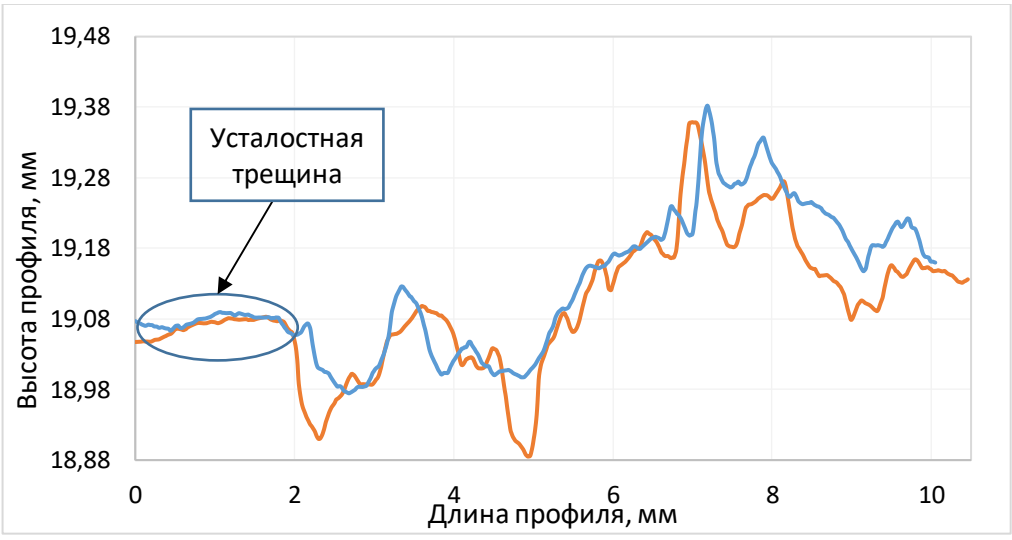
С целью корректного совмещения профилей изломов образцов № 1,2,3,4,7, на одной из половинок, на сканирующем микроскопе в центральной части излома образцов получали панораму из 6-7 кадров при увеличении х200 (в направлении развития трещины, начиная от вершины усталостной трещины) в виде полоски шириной 1,4мм (в масштабе образца). Такие же 2D-панорамы с этих же участков излома получали из 3D-моделей (из двух ответных половинок изломов) (рисунок 76).



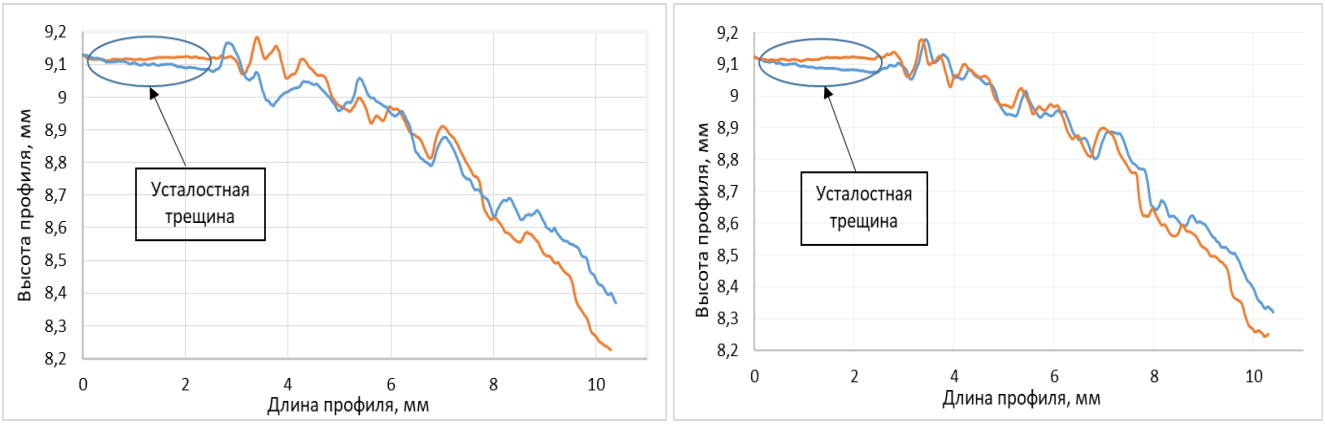
а) б)

Рисунок 76 – Панорамы шириной 1,4 мм из ответных половинок излома, полученные из 3D-модели (а) и изображение этого же фрагмента излома в сканирующем мискроскопе (б)

Был сделан вариант сопоставления двух ответных половинок излома с привязкой к плоскости усталостной трещины (реперная плоскость) из разных мест по ширине образца (рисунок 77). График показывает влияние макропластической деформации боковых перемычек на взаимное положение двух половинок.



а)

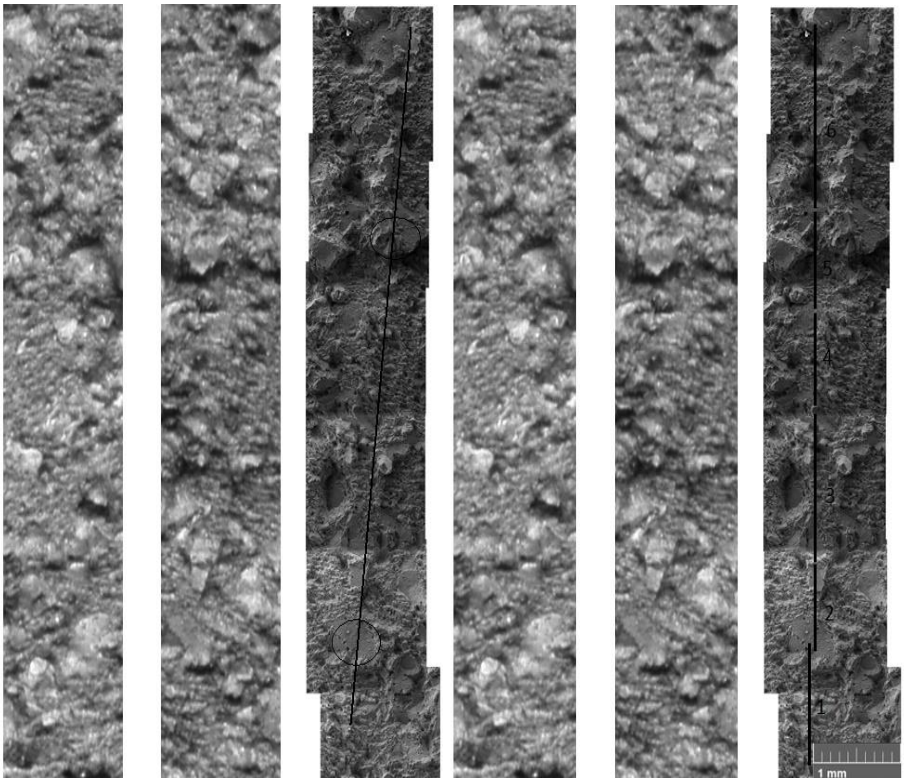


б) в)

Рисунок 77 - Сопоставление двух профилей с ответных половинок излома, с привязкой к плоскости усталостной трещины для различных мест излома по ширине образца: а) - образец 2; б) и в) - образец 4

В качестве реперных точек были выбраны также плоские площади “фасетки”, между которыми, по физической природе, пластическая невязка должна быть близка к нулю и у них должны быть единые координаты.

В целом было рассмотрено несколько вариантов сопоставления двух ответных профилей: по разным парным реперным точкам, стыковка профилей по кусочному варианту и ее стыковка кусочных профилей в единый профиль (рисунок 78).



а) б)

Рисунок 78 – Варианты состыковки ответных профилей

а) парные реперные точки; б) кусочные варианты состыковки

Графики состыкованных профилей и графики изменения пластической невязки по мере прироста трещины представлены на рисунке 79-81.

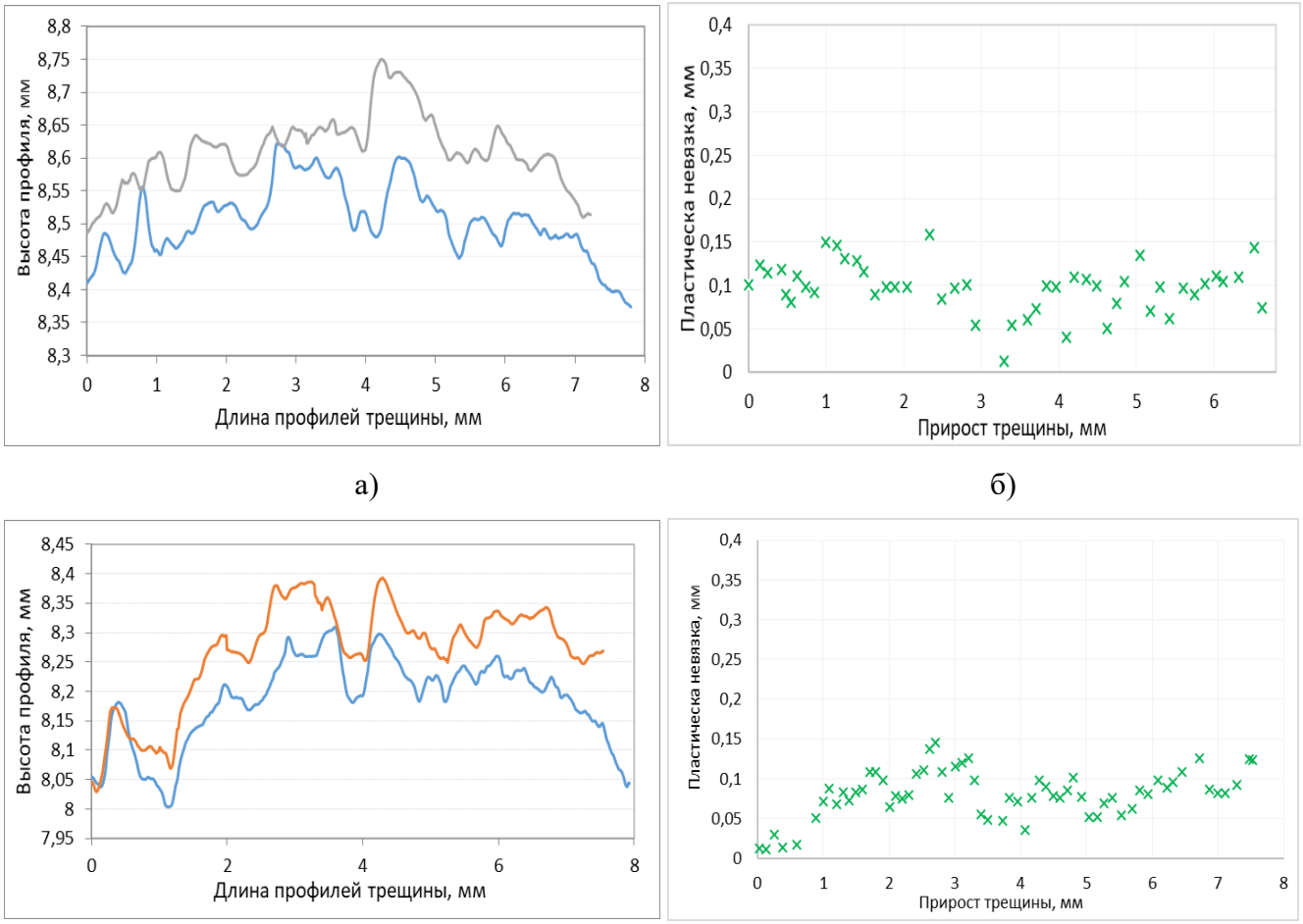
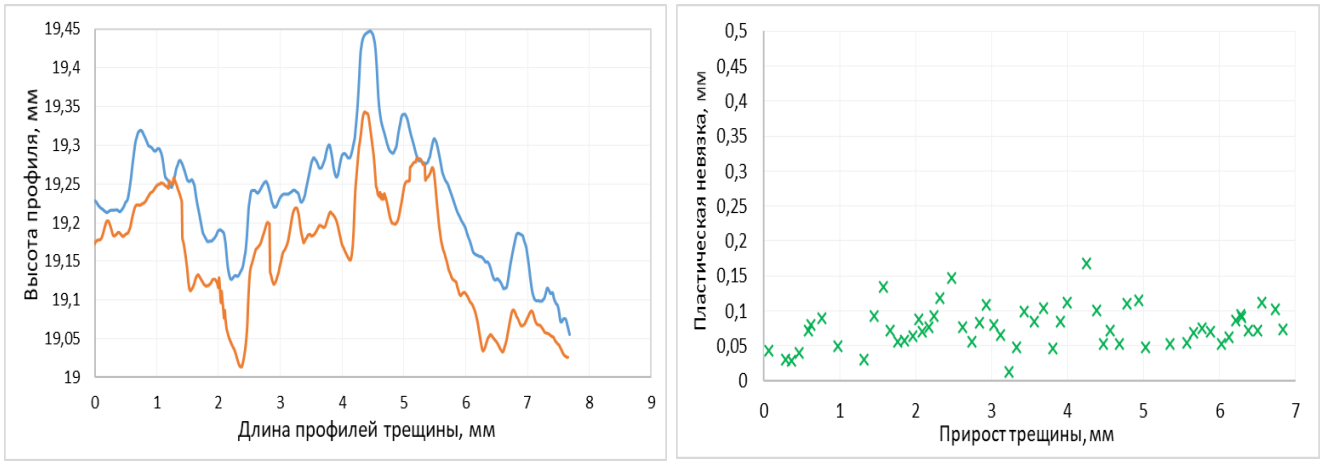
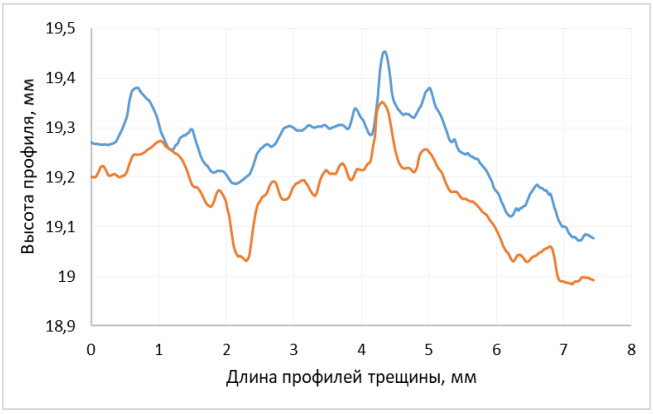
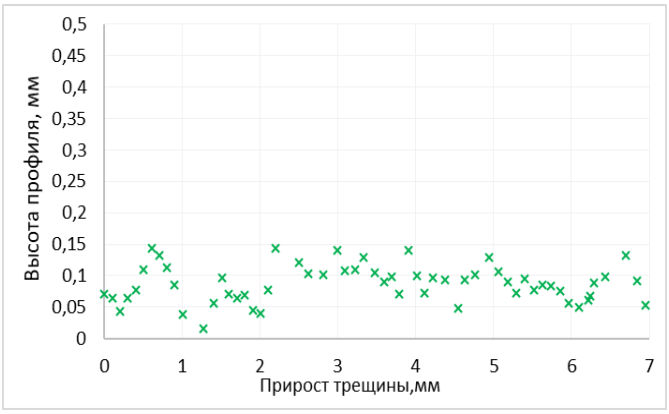


Рисунок 79 – Совмещение двух пар профилей по двум реперным точкам и их пластическая невязка: а) и б); в) и г) соответственно, образец 9







в) д)

Рисунок 80 – Совмещение двух пар профилей по двум реперным точкам и их пластическая невязка: а) и б); в) и г) соответственно, образец 3

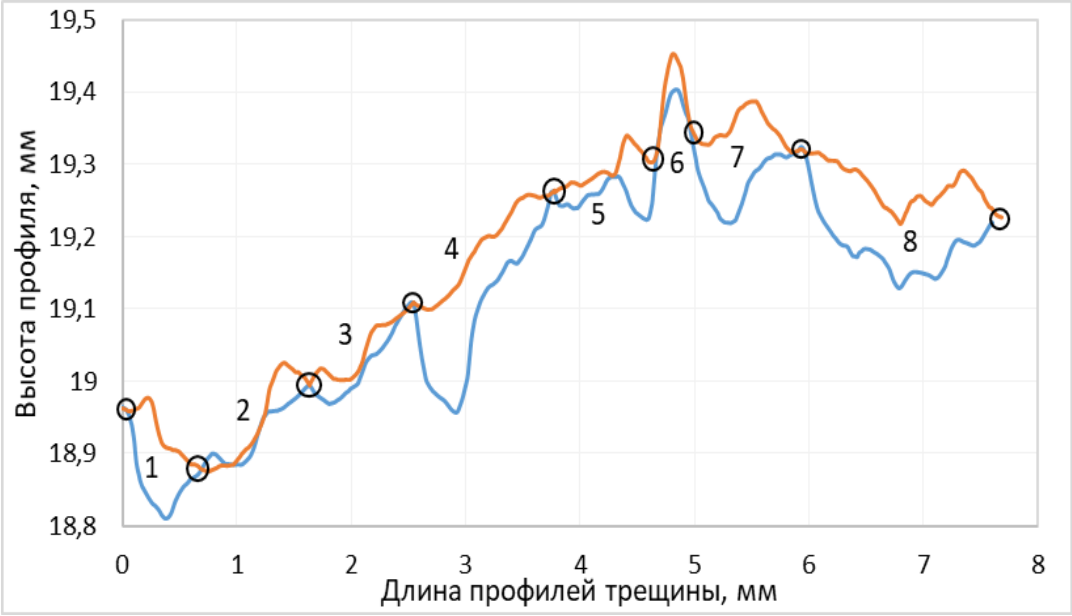
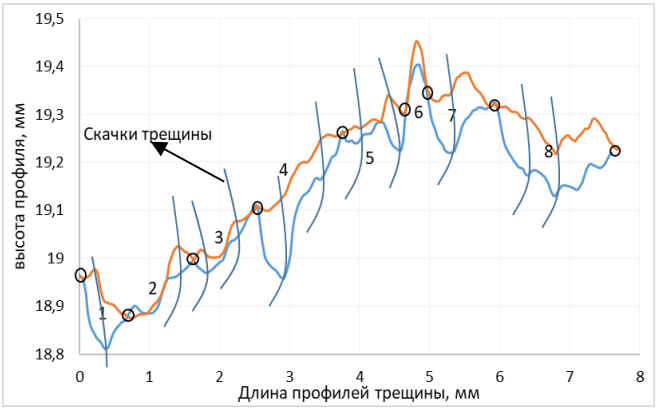


Рисунок 81 – Кусочный вариант последовательного совмещения различных участков профилей (со своими парами реперных точек) в единые два профиля в одной системе координат, образец 2

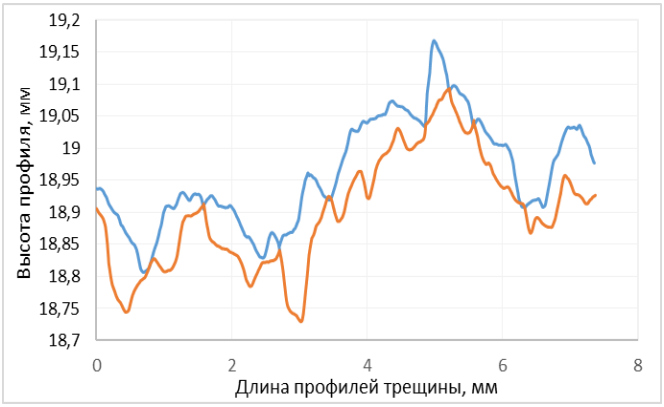
Результаты измерения пластической невязки были также привязаны к скачкам трещины, зафиксированных по измерениям акустической эмиссии (рисунок 82) для двух пар профилей, располагающихся на расстоянии 0,1 мм друг от друга по ширине образца.



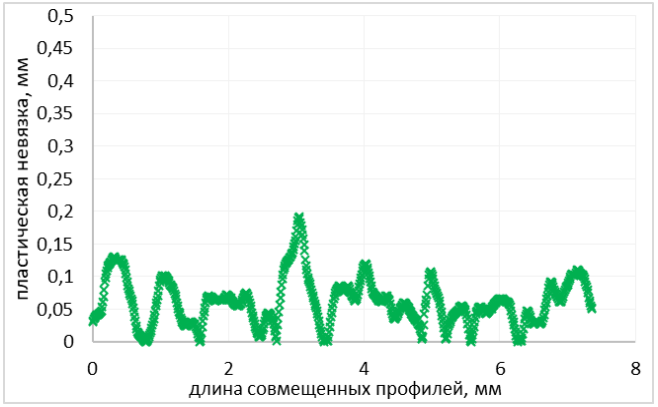
а)



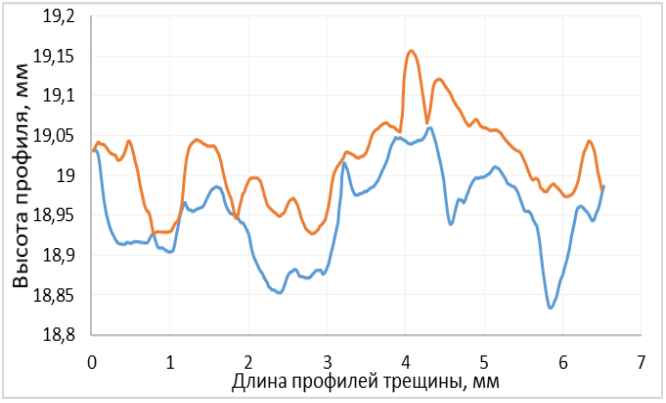
б)



в)



г)



д)



е)

Рисунок 82 – Совмещение трех пар профилей, отстоящих последовательно на расстоянии 0,1 и 0,2 мм друг от друга (а, в, д) и соответствующие им пластические невязки (б, г, е)

Из сравнения всех графиков видно что значения критического раскрытия (пластической невязки) могут различаться. Это отражает разброс раскрытия трещины в связи с неоднородностью структур, в т.ч. с учетом кривизны переднего фронта трещины и её негладкости.

Из сопоставления профилей ответных половинок и значений критического раскрытия трещины, определенных по уточненной в работе методике следует, что полученные результаты

удовлетворительно согласуются (рисунок 83). Это подтверждает, что развитая (на основе измерения геометрии раскрытия и кинетики распространения трещины) методика критического раскрытия трещины позволяет адекватно оценить масштаб неоднородности трещиностойкости.

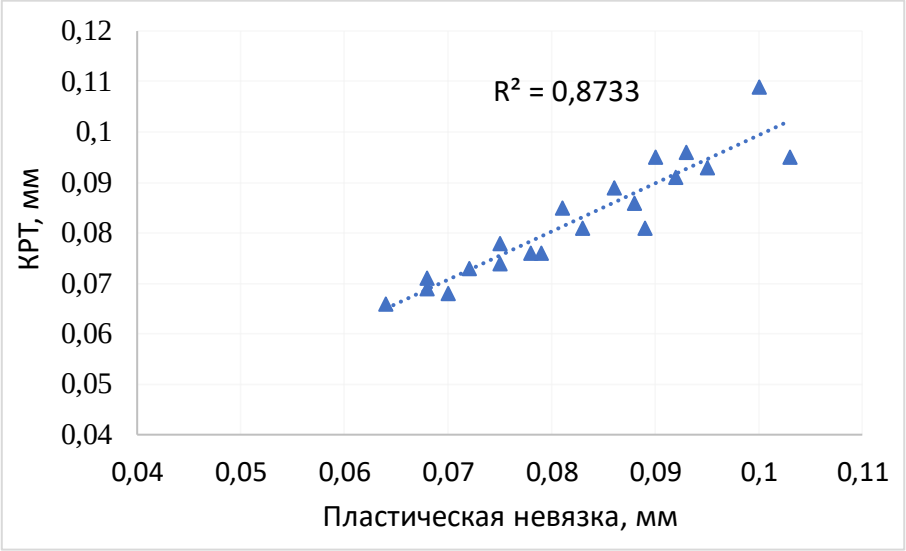


Рисунок 83 – Сопоставление результатов измерения раскрытия трещины по пластической невязке и в соответствии с классической моделью (раскрытие трещины вращением её берегов относительно некоторого центра

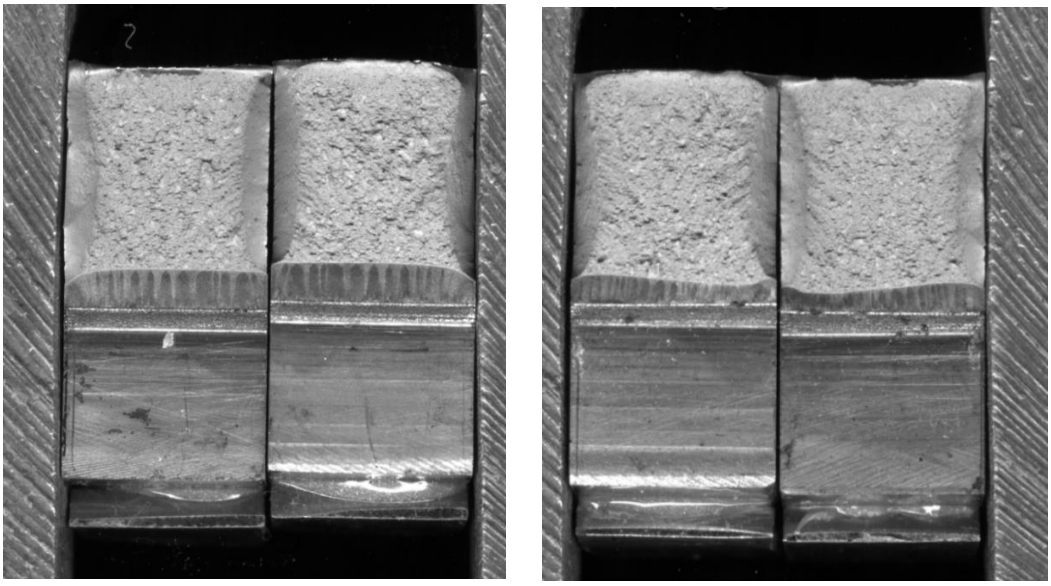
4.4 Масштабы неоднородности величины раскрытия трещины в среде с неоднородной структурой

Уточненный метод оценки вязкости разрушения при определении критического раскрытия трещины, обеспечить необходимую объективность её оценки. Полученные результаты (таблица 9) позволили оценить масштаб различий значений трещиностойкости $\Delta\delta_c$, как в пределах отдельной поковки (в центральной зоне отдельного образца), так и между поковками (при идентичной схеме вырезки образцов) – размах $\Delta\delta_c$. Размах значений трещиностойкости в пределах одного образца до 30 % отражает неоднородность строения разномасштабных структур. Наблюдаемое различие между значениями критического раскрытия трещины подтверждают результаты фрактографического анализа (более грубое строение излома образца с худшей трещиностойкостью) (рисунок 84). Очевидно, что стандартный подход к определению КРТ нивелирует эти различия.

Таблица 9 - Значения трещиностойкости поковок из улучшаемой стали 38ХН3МФА-Ш

Номер поковки	δ_c по ГОСТу 25.506	δ_c рассчитанный по классической формуле (по скачкам трещины), мм								
		δ_{c1}	δ_{c2}	δ_{c3}	δ_{c4}	δ_{c5}	δ_{c6}	δ_{c7}	$\delta_c\pm$	$\Delta\delta_c$, %
1	0,067	0,065	0,062	0,063	0,056	0,052	0,045	-	0,057±0,008	31
2	0,081	0,095	0,086	0,081	0,076	0,078	-	-	0,083±0,007	20
1	0,075	0,109	0,095	0,089	0,096	0,091	-	-	0,096±0,008	18
3	0,086	0,093	0,085	0,073	0,071	0,068	-	-	0,078±0,011	24
3	0,078	0,081	0,076	0,074	0,069	0,066	-	-	0,073±0,006	19
4	0,046	0,059	0,055	0,052	0,048	0,050	0,048	-	0,052±0,0045	21
4*	0,079	0,098	0,107	0,104	0,102	0,108	0,112	0,111	0,106 ±0,005	13
5*	0,090	0,135	0,126	0,116	0,108	0,127	0,131	0,123	0,124 ± 0,009	22
5*	0,084	0,124	0,139	0,143	0,155	0,169	0,159	0,152	0,149 ± 0,015	30

* Образец 15х20х120 мм

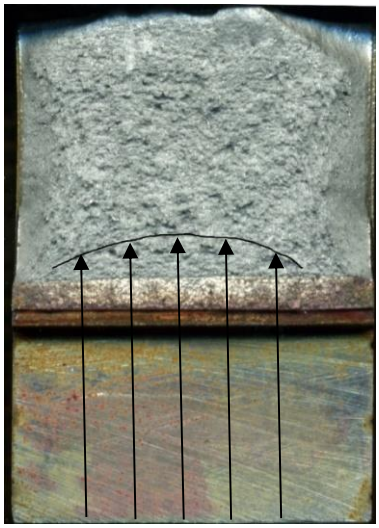


а) б)

Рисунок 84 - Строение изломов образцов 1(а) и 3(б), отличающихся уровнем трещиностойкости (см. табл. 9)

Здесь нужно отметить, что, КРТ рассчитанный по ГОСТ для максимальной точки нагрузки не учитывает возможный подрост трещины, поэтому разброс значения КРТ, полученный по ГОСТу и по нашей методике может быть достигать 34%.

При оценке критического раскрытия трещины важно учитывать и фактор кривизны переднего фронта трещины, например, для третьего скачка трещины (определенного по измерениям АЭ и фрактографии и аппроксимированного полиномом второго порядка) образца 8 (рисунок 85) показано, что значения δ_c полученные по уточненной методике могут отличаться для разных участков переднего фронта трещины (таблица 10).



1 2 3 4 5

Рисунок 85 – Излом, передний фронт трещины, соответствующий третьему скачку трещины и места (выделены стрелками), где были определены значения δc

Таблица 10 – Значения δ_c для одного из положений переднего фронта трещины (для различных участков по толщине образца)

Длина трещины, мм		δ_c, мм
1	11,22	0,116
2	11,02	0,120
3	10,96	0,121
4	10,42	0,132
5	10,52	0,130
Среднее значение	10,828	0,124

Очевидно, что строение изломов отражает неоднородность структуры материала. В частности, это относится к форме переднего фронта трещины, практически во всех случаях (образцах, последовательных её скачках), наблюдалась его кривизна, но при этом отсутствовала гладкость её формы. Отсюда разброс значений δ_c может наблюдаться в разных местах по

ширине образца даже в пределах центральной части образца с практически однородным напряженным состоянием. На рисунке 86 показан фрагмент излома с нанесенным контуром переднего фронта трещины (в момент одного из её скачков) и точки, в которых определялись значения критического раскрытия трещины (таблица 11). Даже для фиксированного положения переднего фронта трещины разброс значения δc (Δδc до 12-15%).

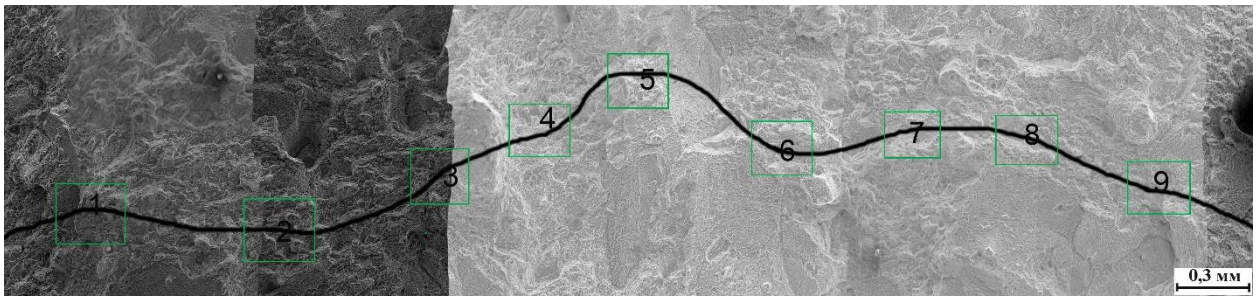


Рисунок 86 – фрагмент излома (х150) образца на трещиностойкость с указанием места, где был проведен расчет δc.

Таблица 11 – Значения δ_c в центральной части переднего фронта трещины (для одного из его положений)

Номер	1	2	3	4	5	6	7	8	9
δ_c, мм	0,105	0,105	0,102	0,099	0,094	0,100	0,098	0,099	0,103

Очевидно, что использование предложенного подхода позволит оценить трещиностойкость (δ_c) металла локально, с привязкой к конкретному участку поковки или её структуре. Это важно при выявлении причин разброса вязкости, выявлении её структурных и металлургических факторов, повышения объективности прогноза разрушения в целом.

Полученные результаты по определению критического раскрытия трещины по предложенной в работе методике можно использоваться для оценки трещиностойкости материалов, широко применяемых в промышленности. Данные о КРТ может включать в нормативные требования при проектировании конструкции, что позволит повысить надежность работы конструкций и более точно оценить ресурс их эксплуатации. Это важно для задачи аттестации и управления качеством металлопродукции.

ВЫВОДЫ

1. Для оценки взаимосвязи разномасштабных структур в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХН3МФА, их роли в разрушении апробированы компьютеризированные процедуры, в т. ч. для прямого сопоставления изображений в единой системе координат (в одной плоскости шлифа).

2. Прямое совмещение изображений микроструктур, серного отпечатка; дендритной структуры показало, что место расположения тёмных пятен серного отпечатка – междуветвия дендритов, крупные области феррита в микроструктуре преимущественно соответствуют координатам осей дендритов в макроструктуре. При наличии корреляции между объемными долями неметаллических включений на шлифе и темными пятнами на серном отпечатке, в целом, это признак определяющей роли дендритной структуры и технологической наследственности в формировании взаимосвязанных, разнородных структур в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХН3МФА.

3. Показана эффективность статистики полиэдров Вороного (коэффициенты асимметрии распределений числа соседей и расстояний между пятнами серного отпечатка и ямками вязких изломов образцов на растяжение) для выявления взаимосвязей в их размещении, определяющих различия в механизме вязкого разрушения.

4. Для структурно-неоднородных материалов апробирована методика определения коэффициента вращения берегов трещины при испытании на вязкость разрушения, основанная на экспериментальном нахождении положения центра их вращения.

5. Предложена методика реконструкции переднего фронта растущей вязкой трещины (на дне макрохрупкого квадрата) на основе построения её 3D-модели.

6. По прямым измерениям акустической эмиссии при разрушении показано, что распространению вязкой трещины соответствуют амплитуды АЭ (≥ 3,8В), число которых соответствует числу скачков трещины (её передних фронтов), определенным по измерениям топографии изломов.

7. Уточнена методика определения критического раскрытия трещины δc, включающая в себя экспериментальное определение коэффициента вращения n, учет кинетики роста вязкой трещины (по измерениям акустической эмиссии и морфологии статического излома). С использованием уточненной методики установлена величина возможного размаха значений δ_c в пределах одного фронта трещины – 11%, образца – до 26%, поковки – до 39% и между различными поковками, полученными по одной технологии – до 28% и 22% (кубической и цилиндрической формы соответственно).

Список использованных источников

1 Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1978 – 256с.

2 Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Том1. Деформация и разрушение. – М.: Машиностроение,1974 −471с.

3 Кудря А.В. Роль разномасштабных структур в обеспечении пластичности и вязкости структурно-неоднородных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 5. – С. 18-23.

4 Кудря А.В. Возможности и перспективы информационных технологий в управлении качеством металла// Электрометаллургия. – 2002. – №9. – С. 35-42.

5 Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов, 1974, 471 с.

6 Штремель М.А. Возможности фрактографии // Металловедение и термическая обработка металлов - 2005. – №5. – С. 35-42.

7 Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. –М.: МИСиС, 1998. – 398с.

8 Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. Изд. 2. – М.: МИСИС, 1999.

9 Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. –М.: Металлургия, 1979. – 494с.

10 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. Эффективность применения средств наблюдения различной размерности для анализа морфологии вязкого излома улучшаемых сталей // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – №1. – С. 38-45.

11 Оценка закономерностей строения 3D-рельефа вязких изломов улучшаемых сталей. VI-я евразийская научно-практическая конференция “Прочность неоднородных структур” Соколовская Э.А., Кудря А.В., Ле Хай Нинь и др. – М.: МИСиС, 2012 – 266 с.

12 Либовиц Г. Разрушение. Том 6. Разрушение металлов. Пер. с англ. Под ред. М. Л. Бернштейна – М.: Металлургия, 1976 – 496с.

13 Новиков Н.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. Учебник для вузов. – М.: МИСиС, 1994. – 480 с.

14 Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. – М.: Машиностроение, 1978. – 200с.

15 Салихов Т.Ш. Факторы неоднородности качества листовых сталей и методы их оценки: Дис...канд. техн. наук. − М., 2009. − 24с.

16 Маркелов В.А., Андреев Ю.Г., Штремель М.А., Савельева В.В. Микромеханика разрушения пакета мартенсита // ФММ. 1998.- Т.66. -№5. -С.1010-1016.

17 Бельченко Г.И., Губенко С.И. Неметаллические включения и качество стали. – Техника, 1980. -168с.

18 Kiessling R. Non-metallic inclusions in steel. Parts 1…3. London, 181 publication 115. 1968. Part 1…4, London, Metals Society, 1978.

19 Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Окенко А.П. Неметаллические включения и свойства стали. –М.: Металлургия, 1980. –176 с.

20 Волчок И.П. Критический размер неметаллических включений // Проблемы прочности. –1978. –N9. –с87-89.

21 Штремель М.А. Проблемы металлургического качества стали (неметаллические включения) // МиТОМ. –1980. –№ 8. –с67-74.

22 Скородумов С.В. Сопоставление структуры и вязкости конструкционных сталей: диссертация канд. тех. наук. – М., 2011, 186 с.

23 Арсенкин А.М. Оценка неоднородности вязкости конструкционных сталей по измерению строения изломов средствами различной размерности: диссертация канд. тех. наук. – М., 2009, 109 с.

24 Кудря А.В. Возможности и перспективы информационных технологий для управления качеством конструкционных материалов // Перспективные материалы. – Т. 3 / Под ред. Д.Л. Мерсона. – М.: ТГУ, МИСиС, 2009. – С. 461-488.

25 Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А. и др. Факторы неоднородности вязкости низколегированной стали 15Х2НМФА // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. –2009. –№ 9. –С. 23-28.

26 Кудря А.В. Конструкционные материалы и методы управления их качеством // Перспективные материалы. Т. 2. Под редакцией Д.Л. Мерсона. – М.: ТГУ МИСиС. –2006. – С. 281-304.

27 ASTM E45–05: Standart Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. – Toronto: ASTM, 2005.

28 Reti T., Somogyi Sz., Tardy P. Automatic cleanness rating of steels using image analyser and inclusion charts // Met. Techn. – 1984. – V. 11. – № 4.

29 ГОСТ 10243-75. Сталь. Методы испытаний и оценки макроструктуры. – Переизд. Фев. 2005 с изм. 1. – М.: Изд-во стандартов, 1985.

30 Глебов А.Г., Кузько Е.И., Пантелеев Г.В., Штремель М.А. Способ описания распределения сульфидов в толстолистовой стали // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т.97. – № 4. – С. 79-87.

31 Кудря А.В., Соколовская Э.А. Неоднородность разномасштабных структур и сопротивление разрушению конструкционных сталей // Изв. РАН. Серия «Физическая». – 2004. –Т.68. –№ 10. – С. 1495-1502.

32 Одесский П.Д., Ведяков И.И. Ударная вязкость сталей для металлических конструкций. –М.: Интермет Инжиниринг, 2003.

33 Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. Разрушение. Издание 2-е. - М.: МИСиС, 1999.

34 Штремель М.А., Алексеев И.Г., Кудря А.В. Взаимосвязь двух аномалий излома высоколегированной конструкционной стали // Известия РАН. Металлы. –1994. – N2. – С. 96-103.

35 Штремель М.А., Кудря А.В. Качество стали. Сталь на рубеже столетий. Под ред. Ю.С. Карабасова. - М.: МИСиС, 2001. –664 с.

36 Andrews K. W., Brooksbank D. // JISI. 1972. V. 210. P. 765.

37 Shih T. Y., Arakl T. // Transactions JSIJ. 1973. V. 13. P. 11.

38 Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. - М.: Металлургия, 1979. –176с.

39 Гуляев А.П., Серебренников Л.Н. // Металловедение и термическая обработка металлов. -1977. -№4. -с.2.

40 Штремель М.А. // Металловедение и термическая обработка металлов. -1988. -№ 11.

41 Кудря А.В., Кузько Е.И., Соколовская Э.А. Анализ изломов. Возможности и перспективы для аттестации и управления качеством металлопродукции // Национальная металлургия. –2001. –№2. –С.44-47.

42 Штремель М.А., Никулин С.А. // Заводская лаборатория. –1987. –№4.

43 Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. –М.: Металлургия, 1983. – 448 с.

44 Кудря А.В. Неоднородность структуры и вязкость металла крупных поковок // Металловедение и термическая обработка металлов. –1999. –№4. –С.49–52.

45 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г.и др. Наблюдение и измерение характеристик структур, пластичности и вязкости в конструкционных сталях // МиТОМ. – 2009. –№ 5. –С.60-67.

46 Кудря А.В. Анализ изображений структур и изломов в материаловедении // Перспективные материалы. Структура и методы исследования. Под редакцией Д.Л Мерсона. – ТГУ, МИСиС. –2006. –С.397-416.

47 Кудря А.В, Соколовская Э.А, Салихов С.Г., Пономарева М.В., Скородумов С.В., Глухов М.Г. Оценка неоднородности качества листовых сталей // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2008. – №11. – С.30–36.

48 Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. – М.: Металлургия, 1980. –264с.

49 Голиков И. Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. –М.: Металлургия, 1977. - 244 с.

50 Кан Р.У., Ханзен П.М. Физическое металловедение: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми свойствами. Том 2. Пер. с англ. −М.: Металлургия, 1987. –624 с.

51 Хворинов Н. И. Кристаллизация и неоднородность стали. пер. с чешского А. А. Жукова. –М.: Машгиз, 1958. –392 с.

52 Соколовская Э.А. Методы прогнозирования пластичности и вязкости конструкционных сталей: Автореферат Дис...канд. техн. наук. – М., 2001. − 24с.

53 Кузько Е.И., Кудря А.В., Стариков С.В. Бесконтактный автоматический лазерный профилограф для изучения макрогеометрии образцов // Заводская лаборатория. –1992. –Т.58. – № 9. –С.63.

54 ГОСТ 1778-70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. –М: Стандартинформ. –2011.

55 ГОСТ 3443-87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – Переизд. Август 2005. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2005.

56 ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Переизд. Август 2003 с изм.1. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2003.

57 ГОСТ 801-78. Сталь подшипниковая. Технические условия. – Переизд. Сентябрь 2004 поправкой к изм. 1 – 6. –М.: ИПК Издательство стандартов, 2004.

58 DIN 50602-1985: Mikroskopische Prüfung von Edelstählen auf nichtmetallische Einschlüsse. – Berlin: Beuth Verlag, 1985.

59 Яковлев А.В., Сидоренко Е.Н. Методы и аппаратура анализа структуры микрошлифов металлов. – Муром, 2001.

60 Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Изд. 3-е перераб. и доп. В двух частях. Часть вторая. Механические испытания. Конструкционная прочность. −М.: Машиностроение, 1974. −368с.

61 Wells A.A. Application of fracture mechanics at and beyond general yielding. // Br Weld J.- 1963; 10: 563–70.

62 Ulrich Krupp. Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys. –Wiley-VCH, 2007. – 314c.

63 Tagawa T, Kayamori Y, Ohata M, Handa T, Kawabata T, Yamashita Y, et al. Comparison of CTOD standards: BS 7448-Part 1 and revised ASTM E1290. Engng Fract Mech 2010; 77:327–36.

64 Бернштейн М.Л. Прочность стали. –М.: Металлургия, 1974. –200 с.

65 Е.А. Николаева. Основы механики разрушения. – Издательство Пермского государственного технического университета, 2010. –103 с.

66 Васильченко Г.С., Кошелев П.Ф. Практическое применение механики разрушения для оценки прочности конструкций. –М.: Наука, 1974. –148 с.

68 Кудряшов В.Г. Вязкое и хрупкое разрушение. – В кн.: Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. М.; ВИНИТИ, 1978, Т.10, с.27-85.

69 Екобори Т. Научные основы прочности и разрушения материалов. Пер.с японского под ред. Г.С. Писаренко. – Киев: Наукова думка, 1978. –352 с.

70 Либовиц Г. Разрушение. Том 4. Исследование разрушения для инженерных расчетов. Пер. с англ. – М.: Машиностроение, 1977. – 400с.

71 Дроздовский Б.А., Фридман Я.Б. Влияние трещин на механические свойства конструкционных сталей. – М.: Металлургиздат, 1960. – 260 с.

72 Браун У., Сроули Дж. Испытания высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации. – М.: Мир, 1972, – 278 с.

73 Либовиц Г. Разрушение. Том 2. Математические основы теории разрушения. Пер. с англ. – М.: Мир, 1975. – 768с.

74 Броек Д. Основы механики разрушения. –М.: Высшая школа, 1980. – 368 с.

75 Irwin G.R. Plastic zone near a crack and fracture toughness. Proc. 7th Sagamore Conf. p. IV-63. 1960.

76 ГОСТ 25.506 – 85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. –М.: Стандартинформ, 2005.

77 ASTM E-399-72. Standard Method of test for plane strain fracture toughness of metallic materials. 1972. Annual Book of Standards, p.955.

78 Дроздовский Б.А., Морозов Е.М. Методы оценки вязкости разрушения // Заводская лаборатория. –1976. –№8. –С.995-1004.

79 Проходцева Л.В., Дроздовский Б.А., Полищук Т.В. О характере излома при оценке вязкости разрушения в условиях плоской деформации // Заводская лаборатория. –1974. –№1. – С.89-94.

80 Кудряшов В.Г. О стандартизации метода оценки вязкости разрушения при плоской деформации // Физико-химическая механика материалов. –1976. –Т.12. –№2. –С.17-21.

81 Волков В.А. Основные результаты всесоюзного базового эксперимента по механике разрушения на низкопрочной стали. – В кн.: Проблемы разрушения металлов. –М.: МДНТН. – 1980. –С.3-22.

82 Проходцева Л.В., Дроздовский Б.А. О критериях правомерности определения вязкости разрушения $К_{IC}$ // Заводская лаборатория. –1975. –№11. –С.1380-1384.

83 Смоленцев В.И., Кудряшов В.Г. Метод определения значений $К_{IC}$, полученных при статическом и циклическом нагружении // Заводская лаборатория. –1972. –№6. – С.734-738.

84 Кудряшов Б.Г., Смоленцев В.И. Вязкость разрушения алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия. –1976. – 296 с.

85 Фадеев Ю.И., Основин В.А. Влияние боковых надрезов на характеристики вязкости разрушения конструкционной стали // Заводская лаборатория. –1978. –№1. –С.103-106.

86 Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. – М.: Наука, 1974 - 640 с.

87 Rice J.R. – A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. – Journal of applied mechanics, 1968, v.35, p.379-386

88 Begley J.A., Landes J.D. The J-integral as a fracture criterion. – In: Fracture Toughness, Part II, ASTM STP 514, 1972.

89 Смоленцев В.И. Метод определения J-интеграла и его составляющих // Заводская лаборатория. – 1979. № 1. –С.73-76.

90 Писаренко Г.С., Науменко В.П., Волков Г.С. Определение трещиностойкости материалов на основе энергетического контурного интеграла. –Киев: Наукова думка. –1978. – 124с.

91 V. L. Volodin, Yu. D. Kon'kov, Yu. A. Alyushin. Use of the acoustic emission method for determination of the fracture toughness of ductile steels // Strength of Materials. – 1989.

92 Фадеев Ю.И., Журавлев Ф.М., Зорина З.Г., Анисимова Н.И. Упрощенный метод определения J-интеграла // Заводская лаборатория. – 1983. – №6. – С.75-78.

93 Маркочев В.М., Морозов Е.М. Энергетические соотношения при деформировании образца с трещиной // Проблемы прочности. –1980. – №5. –С.66-70.

94 Панасюк В.В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. –Киев: Наукова думка. –1968. – 246 с.

95 Wells A.A. Application of fracture mechanics at and beyond general yielding. – British welding journal. –1963. – v.10, N11, p.563-570.

96 Работнов Ю.Н. Новые методы оценки сопротивления металлов хрупкому разрушению. Пер. с англ. – М.: Мир. –1972. – 439с.

97 Мочалов Б. В., Ежов И. П., Кудря А.В. Метод нахождения центра вращения при определении критического раскрытия трещины // Заводская лаборатория. –1981. – №12. –С. 57-59.

98 Горицкий В.М. Диагностика металлов – Москва: Металлургиздат. – 2004. – 402с.

99 Кална К. Уточненный метод определения критического раскрытия трещины // Проблемы прочности. –1975. –№ 11. – С.19-24.

100 Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. – М.: Наука, 1974. – 416 с.

101 Ханжин В.Г., Никулин С.А. Применение метода акустической эмиссии при испытаниях материалов для ядерной энергетики. – М.: Изд. Дом МИСИС, 2008. – 93 с.

102 Akita Y, Yada T., Sakai K., Jino N. COD approach for evaluation of brittle fracture initiation in residual stress field // Crack and fractografy. Weld. Proc. 1-st. Int. Symp. Precant. Crack Weld. Struct., Tokyo, 1971. – Tokyo: 1972, III, 13.10/I-III 13 10/14, Discuss, p.110

103 Kass J.N., Begley J.A., Andrejasik. Crack initiation and growth in plane strain // Journal of testing and evaluation. – 1974, v.2, N4, p.304-306.

104 Simpier J.D.G., Turner C.E. Design using elastic-plastic fracture mechanics // Journal Mech. Eng. Science. –1976, v.18, N3, p.97-112.

105 Вайншток В.А., Красовский А.Я., Надеждин Г.Н., Степаненко В.А. Применение стереоскопической фрактографии для анализа сопротивления развитию трещин // Проблемы прочности. –1978. –№11. – С.101-108.

106 Надеждин Г.Н. Связь морфологических особенностей излома с макро-критериями разрушения // Физико-химическая механика материалов. –1982. – №4. – С.111-114.

107 Кудря А.В. Использование чистой шихты при выплавке конструкционных сталей для повышения сопротивления хрупкому разрушению: диссертация канд. Тех. Наук. – М., 1985, 214 с.

108 Финкель В.М. Физика разрушения. –М.: Металлургия. –1970. –376с.

109 Микляев П.Г., Нешпор Г.Я., Кудряшов В.К. Кинетика разрушения. –М.: Металлургия, 1979. – 279 с.

110 Рублев Я.А. Ультразвуковая установка для автоматической регистрации возникновения и развития трещины усталости // Заводская лаборатория. –1966. –№3. –С.365-368.

111 Иванов В.И. Применение метода акустической эмиссии для неразрушающего контроля и исследования материалов // Дефектоскопия. –1980. –№5. –с.65-84.

112 Сорокин В.Л., Змитрук В.Ф., Щербединский Г.В., Урусов В.С., Саррак В.И. Применение электропотенциального метода для определения характера развития трещин // Заводская лаборатория. –1981. –№12. –с.60-62.

113 Грешников В.А., Дробот Ю.Б. Акустическая эмиссия. – М.: Изд-во стандартов, 1976. – 272 с.

114 Коттрел А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. М.: Металлургиздат. Т 58. –267 с.

115 Бойко В.С., Гарбер Р.И., Кривенко Л.Ф., Кривуля С.С. Звуковое излучение двойникующихся дислокаций при их выходе на поверхность // Физика твердого тела. 1969, Т. II, вып.12. – С.3624-3626

116 Gills P.P. Dislocation movition and acustic emission. – In: Instrumentation and Dunelyan corparation. 2044 Research Drive Livernore. C.A.ang. 1972, p.20-29.

117 Башков О.В., Панин С.В., Семашко Н.А., Петров В.В., Шпак Д.А. Идентификация источников акустической эмиссии при деформации и разрушении стали 12Х18Н10Т // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2009. – № 10. – С.51 – 57.

118 Liptai R.G., Harris D.O., Engle R.B., Tatro C.A. Acoustic emission techniques in materials research // International journal nondestructive testing, 1971, v.3, p.215-275.

119 Куксенко В.С., Ляшков А.И., Савельев В.Н. Акустическая эмиссия при зарождении и развитии микротрещин в сталях // Дефектоскопия. –1980. –№6. – с.57-63.

120 Hartbower C.E., Gerberich W., Leisbonits H. Investigation of crack growth stress-wave relationstip // Journal Eng. Fracture Mech 1968, v1, №12, p.12-28.

121 Никулин С.А., Рожнов А.Б., Никитин А.В., Ханжин В.Г. Комплексный анализ разрушения боковых рам в состоянии разной прочности по результатам измерения акустической эмиссии // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – №4. – С.8-15.

122 Chaswal V., Sasikala G., Ray S.K., Manna S.L., Raj B. Fatigue crack growth mechanism in aged 9Cr-lMo steel: threshold and Paris regimes. // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V.395. – pp.251-264.

123 Ханжин В.Г., Штремель М.А. Количественная информация о процессах разрушения, получаемая при измерениях акустической эмиссии // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. –№5. – С.53-59

124 Никулин С.А., Ханжин В.Г. Мониторинг материалов, процессов и технологий методом измерения акустической эмиссии. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – №4. – С.40-48.

125 Кудря А.В., Марков Е.А. Количественная оценка разрушения по акустической эмиссии в различных масштабах измерения. // Материаловедение. – 2007. – №1. – С.13-18.

126 Lambert A., Garat A., Sturel S., Gourgues A.F., Gingell A. Application of acoustic emission to the study of cleavage fracture mechanism in a HSLA steel. // Scripta materialia. – 2000. – Vol. 43.

127 Муравьев В.В., Муравьева О.В. Оценка роста усталостных трещин в боковых рамах тележек грузовых вагонов акустико-эмиссионным методом // Деформация и разрушение материалов. – 2016. –№ 9. – С.24-29.

128 Туманов А.В., Ханжин В.Г. // Приборы и техника эксперимента. –1987. –№ 5.

129 Ханжин В.Г., Кудря А.В., Чекуров В.В. – В кн.: Акустическая эмиссия и разрушение композиционных материалов. – Душанбе. Дениш. 1987.

130 Штремель М.А., Алексеев И.Г., Кудря А.В.// Изв. РАН. Металлы. – 1994. – № 2.

131 Буденков Г.А., Недзвецкая О.В., Сергеев В.Н., Злобин Д.В. Оценка возможностей метода акустической эмиссии при контроле магистральных трубопроводов // Дефектоскопия. – 2000. – № 2. – С.29-36.

132 Иванова В.С. Разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1979. –168 с.

133 Морозов Е.М., Фридман Я.Б. Анализ трещин как метод оценки характеристик разрушения // Заводская лаборатория, –1966. – №8. – С. 977-984.

134 Бернштейн М.Л. Вязкость разрушения высокопрочных материалов: пер. с англ. В. Г. Кудряшова – М.: Металлургия, 1973. – 304 с.

135 Карлсон Т.А. Фотоэлектронная и Оже-спектроскопия. Пер. с англ.- Ленинград: Машиностроение. – 1981. – 431с.

136 Кудря А.В., Соколовская Э.А. Информационные технологии в обеспечении качества металлопродукции // Электрометаллургия - 2010. – №12. – С.35-43.

137 Либовиц Г. Разрушение. Том 1. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения. Пер. с англ. – М.: Мир, 1973 – 620с.

138 Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И. Изломы конструкционных сталей: Справочное издание. – М.: Металлургия, 1987. – 272с.

139 Штремель М.А., Жарикова О.Н., Карабасова Л.В., Михальцик Г. Изучение макрогеометрии изломов при опенке вязкости разрушения // Известия вузов. Черная металлургия. –1983. –№5. –с.95-99.

140 Никулин С.А. Исследование структуры и разрушения мартенсит-аустенитных хромомарганцевых хладостойких сталей. Автореф. дис., канд.техн.наук. – М., 1980. – 24 с.

141 Жарикова О.Н. Исследование разрушения закаленной стали методами количественной фрактографии. Автореф. дис., канд.техн.наук. – М. – 1982. –18 с.

142 Степаненко В.А., Штукатурова А.С. Исследование особенностей вязкого разрушения никеля методом стереофрактографии // Проблемы прочности. – 1981. – №2. – С.26-30.

143 Соколовская Э.А., Ле Хай Нинь, Кудря А.В, Арсенкин А.М., Скородумов С.В., Траченко В.А., Сидорова Н.И. Возможности 3D-реконструкции рельефа вязких изломов средствами стереофотограмметрии для углубления представлений о механизме разрушения. // Вектор науки ТГУ. – 2013. – № 3. – с.267-269.

144 Красовский А.Я., Вайншток В.А., Ищенко Д.А. Применение количественного анализа изломов для оценки трещиностойкости малоуглеродистой стали // Физико-химическая механика материалов. –1979. – №6. – С.60-63

145 Вайншток В.А., Красовский А.Я., Степаненко В.А. Экспертная оценка трещиностойкости конструкционных сталей с помощью количественной фрактографии // Проблемы прочности. –1980. – №7. – с.19-20.

146 ГОСТ 4543-71. Сталь легированная конструкционная. Технические условия. –М.: ИПК Издательство стандартов, 2001.

147 Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. М.: Энергоиздат, 1981. 240с.

148 Крупин Ю.А., Сухова В.Г. Компьютерная металлография. М: Изд. Дом МИСиС, 2009. 87 с.

149 Штремель М.А. Разрушение. В 2 кн. Кн. 1. Разрушение материала: моногр. М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. – 670 с.

150 Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. 2013. № 4 (76). С. 143-153.

151 Штремель М.А. Разрушение. В 2 кн. Кн. 2. Разрушение структур: моногр. М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. 976 с.

152 Кудря А.В., Штремель М.А. О достоверности анализа данных в управлении качеством // МиТОМ. – 2010. – № 7. – С. 50-55.

153 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Пережогин В.Ю. Информативность морфологии структур твердых сплавов для прогноза качества наплавок // Цветные металлы. – 2017. – № 12. – С.74 -79.

154 Авдеенко А.М., Кузько Е.И. Использование методов фотограмметрии для измерения поверхности изломов // Сборник трудов IX-ой Евразийской научно-практической конференции "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2018), 24-26 апреля 2018 г.– С. 147.

155 Штремель М.А., Кудря А.В., Бочарова М.А., Пантелеев Г.В. К происхождению пилообразного мезорельефа вязких изломов // Физика металлов и металловедение. –2000. –Т. 90. –№ 3. –С. 102-112.

156 Ohira T., Pao Y.S. Met. Trans. A, 1989, v.20A, N6, p.1105.