

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

На правах рукописи

Танг Вьет Фыонг

РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ОЦЕНКИ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ РАЗРУШЕНИЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ

Специальность:

2.6.1 – 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, 2022

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1 Аналитический обзор литературы	8
1.1 Конструкционные легированные стали	8
1.2 Механизмы разрушения конструкционных сталей	9
1.2.1 Хрупкое разрушение	11
1.2.2 Вязкое разрушение	14
1.3 Структурные и металлургические факторы, определяющие разрушение конструкционных сталей	16
1.3.1 Роль неоднородных структур в разрушении (микро-, мезо- и макроструктур)	16
1.3.2 Влияние неметаллических включений и примесей на разрушение стали	17
1.3.3 Дальние последствия литой структуры в поковках, прокате	19
1.4 Методы контроля структур и изломов	21
1.4.1 Анализ разномасштабных структур	21
1.4.2 Наблюдение изломов средствами 2D- и 3D- размерности	24
1.5 Методы оценки сопротивляемости стали разрушению	28
1.5.1 Возможности и ограничения линейной механики разрушения	28
1.5.2 Перспективы нелинейной механики разрушения (НЛМР)	30
1.5.3 Исследование кинетики разрушения методом акустической эмиссии	35
1.6 Выводы по аналитическому обзору литературы	37
1.7 Постановка задач исследования	38
2 Материал и методика исследования	39
2.1 Материалы исследования	39
2.2 Методы металлографического исследования	40
2.3 Фрактографический анализ	40
2.4 Испытания на вязкость разрушения	41
3 Результаты и их обсуждение	44
3.1 Масштабы неоднородности разномасштабных структур и процедура обработки цифровых изображений структур и изломов	44
3.1.1 Оценка загрязненности сталей неметаллическими включениями	44
3.1.2 Морфология разнородных структур исследуемых сталей	48
3.1.3 Процедура обработки цифровых изображений структур и изломов	51
3.2 Статистика неоднородности разномасштабных структур и возможности стандартизации требований к структурам на основе внесения в их измерение количественной меры	55
3.3 Механизмы разрушения исследуемых сталей	61

3.4 Микромасштаб неоднородности разрушения	63
3.5 Мезомасштаб разрушения	65
3.5.1 Процедуры обработки результатов измерений геометрии мезорельефа изломов	66
3.5.1.1 Отработка автоматизированных алгоритмов выбора наилучшего полинома	66
3.5.1.2 Развитие процедуры обработки и измерения мезорельефа	69
3.5.2 Информативность мезо параметров вязких изломов для оценки степени неоднородности их строения	74
3.5.3 Оценка возможностей описания неоднородности строения мезорельефа изломов на основе параметров шероховатости в соответствии с ГОСТ 2789	79
3.6 Взаимосвязь строения излома и морфологии серного отпечатка стали 16Г2АФ (возможность прогноза разрушения по виду структуры)	82
3.7 Совершенствование методики определения критического раскрытия трещины (КРТ)	88
3.7.1 Определение КРТ с учетом требований нормативных документов (ГОСТ 25.506)	88
3.7.2 Развитие метода определения КРТ	90
3.7.2.1 Экспериментальное определение коэффициента вращения n	90
3.7.2.2 Закономерности кинетики распространения трещины по измерениям АЭ и фрактографии	93
3.7.2.3 Уточнение процедуры восстановления формы переднего фронта растущей трещины	98
3.7.3 Сопоставление значений КРТ определенных по усовершенствованной и действующей методикам	100
3.8 Оценка возможностей повышения объективности определения J -интеграла	103
Список использованных источников	110

ВВЕДЕНИЕ

Разнообразие геометрии структур, в т.ч. однотипных, ведет к различиям в механизмах деформации и разрушения, отсюда необходимость в оценке неоднородности геометрии строения структуры. Однако, традиционные методы оценки, как структур, так и изломов носят преимущественно качественный характер, основанные на визуальном сопоставлении элементов строения с эталонами или их словесным описанием. Однако возможности цифровизации, обусловленные ростом вычислительных мощностей, появлением средств цифровой регистрации информации, и современные программные продукты делают возможным переход к количественным оценкам морфологии структур и сопутствующих им изломов.

Прямое сопоставление строения структур и изломов необходимо для понимания механизмов разрушения, что обеспечивает выявление критических факторов разрушения высокопрочных сталей. Это принципиально важно для разработки на этой основе обоснованных принципов управления качеством металлопродукции. С этой целью необходимо изучение разрушения на трех масштабных уровнях, с последующим синтезом полученных результатов. Это позволит также развить методики оценки критериев нелинейной механики разрушения, ключевое звено при ранжировке критических факторов разрушения (структура и металлургическое качество). Существующие подходы к определению критериев нелинейной механики разрушения не позволяют получить в достаточной мере объективные характеристики вязкости. Одно только лишь упоминание о том, что действующий стандарт, нормирующий требования к их определению, остается неизменным с 1985 года, что подтверждает актуальность постановки настоящей работы.

Для их объективной оценки, в частности, необходим учет закономерностей распространения трещины, уточнение геометрической модели её раскрытия. Для решения этой задачи необходимо использование цифровых средств и методов измерения строения изломов, применения современных методов мониторинга подраста трещины, например, по измерениям акустической эмиссии (АЭ). При определении трещиностойкости структурно неоднородных материалов важно оценить уровень вязкости разрушения с привязкой к технологически неизбежной неоднородности структур. Это может быть полезно для выявления критических элементов структуры, их сочетаний, лимитирующих сопротивляемость разрушения металла в целом и для выработки объективных приемов управления технологическим процессом получения металлопродукции.

В этой связи, **целью диссертационной работы** явилась разработка цифровых процедур измерения изображений неоднородных структур и их разрушения для выявления критических параметров разнородных структур, лимитирующих запас вязкости конструкционных сталей;

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

- разработка компьютеризированных процедур измерения геометрии разномасштабных структур и разрушения на макро-, мезо- и микромасштабных уровнях наблюдения.
- накопление представительной статистики данных о морфологии структур и изломов конструкционных сталей различного сортамента, взаимосвязи их строения;
- определение возможности прогноза разрушения конструкционных сталей на основе результатов измерения неоднородности строения структуры;
- оценка возможности применения параметров нелинейной механики разрушения: критического раскрытия трещины – δ_c и J -интеграла для определения трещиностойкости сталей с неоднородной структурой на основе измерения геометрии раскрытия трещины и мониторинга её распространения в процессе испытания;
- оценка неоднородности вязкости разрушения сталей 38ХНЗМФА(-Ш) и 15Х2НМФА на основе уточненных методов определения критического раскрытия трещины и J -интеграла с учетом кинетики подраста вязкого подраста трещины и анализа ее геометрии.

Научная новизна:

- С использованием метрологически обоснованных цифровых процедур измерения изображений разнородных структур выявлена существенная вариация статистических характеристик (коэффициенты асимметрии и эксцесса) распределения размеров зерна аустенита и расстояний между ближайшими неметаллическими включениями в улучшаемых сталях 40Х2Н2МА и 38ХНЗМФА (для различных температур аустенитизации и зон поковки соответственно), что определяет неоднородные условия образования вязкого излома и разброс вязкости сталей соответственно.
- В представлении мезопрофиля изломов (в направлении распространения трещины) ударных образцов из улучшаемой стали 40Х2Н2МА (после нагрева под закалку при температурах 850, 1100 и 1200 °С), как ломаной лестницы, показана возможность ранжировки мезорельефа изломов на основе параметров шероховатости в соответствии с ГОСТ 2789: R_a – среднеарифметическое отклонение профиля; R_z – наибольшая высота профиля и R_{max} – полная высота профиля.
- Для листовой стали 16Г2АФ сопоставление результатов прямых измерений геометрии строения бинарных изображений серного отпечатка по Бауману и соответствующего ему шиферообразного излома (после совместных преобразований их изображений на основе разработанной последовательности процедур дилатации, эрозии и фильтрации) показало возможность прогноза его появления по морфологии темных пятен серного отпечатка.
- На основе определения критериев нелинейной механики разрушения: критического раскрытия трещины δ_c и J -интеграла по уточненной методике (с учетом измерения геометрии раскрытия трещины и кинетики её распространения – по совместным измерениям цифровых

моделей изломов и акустической эмиссии при разрушении) сопоставлены возможности их применения для оценки трещиностойкости улучшаемых сталей 38ХНЗМФА и 15Х2НМФА с привязкой к неоднородности морфологии их структуры.

Практическая ценность состоит в возможности использования развитых методик цифрового измерения геометрии изображений структур и изломов, уточненной методики определения критического раскрытия трещины δ_c и J -интеграла (и границ эффективного применения) для выявления масштабов и причин неоднородности вязкости в конструкционных сталях с неоднородной структурой, прогноза разрушения по структуре.

Методология и методы исследования:

В рамках работы использовались следующие методы исследования и испытания: оптическая и сканирующая электронная микроскопия; компьютеризованные процедуры обработки и измерения изображений структур и изломов; методы нелинейной механики разрушения, исследование кинетики разрушения по измерениям акустической эмиссии; фрактографические методы исследования поверхности разрушения (методами бесконтактной лазерной профилометрии и 3D-макросъемки), специальные программные пакеты («CloudCompare», «Microsoft Excel», «Statistica»); статистическая оценка полученных результатов (с учетом природы исследуемых объектов) методами классической и непараметрической статистики.

Основные положения, выносимые на защиту:

- закономерности строения разнородных структур и изломов из стали типа 38ХНЗМФА, 16Г2АФ, 40Х2Н2МА, 15Х2НМФА и процедуры обработки их изображений;
- уточненные подходы к оценке неоднородности строения мезорельефа изломов;
- предлагаемые подходы к оценке трещиностойкости улучшаемых сталей с привязкой к структуре, на основе развитых методов определения критериев нелинейной механики разрушения (критическое раскрытие трещины δ_c и J -интеграл) с учетом геометрии раскрытия трещины и кинетики её распространения (по измерениям акустической эмиссии и количественной фрактографии).

Достоверность полученных результатов обеспечена 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 соискателя в получении результатов, изложенных в диссертации, выражается в том, что автор планировал, непосредственно участвовал в лабораторных экспериментах, разрабатывал алгоритмы подхода к анализу структур и изломов, предложил

методику обработки профилей изломов на мезоуровне для получения статистики их геометрических параметров, развил подходы к оценке трещиностойкости на основе критериев нелинейной механики разрушения, обработал, интерпретировал и оформлял результаты в виде научных статей и тезисов докладов. Основные положения и выводы 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 и подготовке статей. Кузько Е.И – помощь в получении первичных результатов измерения мезотопографии изломов и 3D-моделей изломов, Сергеев М.И – помощь в обработке 3D-изображений изломов. Погорелов Е.В – участие в подготовке образцов из стали 15Х2НМФА для испытания на трещиностойкость и проведении фрактографического анализа методами сканирующей микроскопии; Кодиров Д.Ф. – получение изображений ряда структур исследуемых сталей. Отдельные благодарности Ожерелкову Д.Ю. за помощь в проведении испытаний на трещиностойкость, Каратыщевой Г.А – за участие в обработке результатов испытаний на трещиностойкость, Траченкову В.А. за помощь в разработке программного обеспечения, Нго Нгок Ха – за участие в проведении некоторых испытаний на трещиностойкость и совместной обработке и обсуждении этих результатов.

Апробация работы:

Основные результаты диссертационной работы были доложены и обсуждены на: IX Международной школе «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 2019 г.; X-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ, Москва, 2021 г.

Публикация:

Основные результаты диссертации представлены в 4 статьях, опубликованных в высокорейтинговых научных журналах, рекомендованных ВАК РФ (4 - в изданиях, входящих в систему цитирования WoS, Scopus), а также представлены на 2-х международных конференциях и в 3-х тезисах докладов.

1 Аналитический обзор литературы

1.1 Конструкционные легированные стали

Конструкционные стали – стали, используемые для изготовления различного вида деталей, механизмов и различных конструкций. С целью получения материалов с нужным комплексом механических свойств вводят в стали различные легирующие элементы, т.е. легирование сталей, получаем легированные конструкционные стали. Эти стали подразделяются на машиностроительные и строительные, обладающие определенными механическими, физическими и химическими свойствами [1].

Машиностроительные стали также разделяются на цементуемые, улучшаемые, Хромомарганцевые, хромокремниевые, хромокремнемарганцевые стали, рессорно-пружинные стали, шарикоподшипниковые стали.

В цементуемых сталях содержание углерода обычно не больше 0,3 %. Термическая обработка таких сталей включает в себя процессы цементации, закалки и низкого отпуска, обеспечивающая высокую твердость на поверхности и наибольшую вязкость в сердцевине деталей. Механические свойства, особенно прочностные свойства этих сталей, такие как твердость, прочность и предел текучести определяются содержанием легирующих элементов, входящих в состав стали, а также размерами деталей.

В улучшаемых сталях содержание углерода варьируется в пределах 0,3...0,55%. Термическая обработка таких сталей – улучшение т.е. закалка на мартенсит и высокий отпуск. Такая технология термической обработки позволяет получить структуру сорбита, обладающего высоким пределом текучести, наибольшей пластичностью и ударной вязкостью, повышенном пределом выносливости. Для получения требуемой конструктивной прочности и высокого комплекса механических свойств необходима однородная микроструктура по всему сечению изготавливаемого детали. Это достигается путем сквозной закалки. Легированные улучшаемые стали используются в крупных тяжело-нагруженных и средне-нагружаемых деталях, функционирующих в условиях динамических и циклических нагрузок.

Содержание углерода в рессорно-пружинных сталях в пределах 0,6...0,8%. Это обеспечивает высокую закаливаемость и достаточную прокаливаемость этих сталей. Для изготовления упругих деталей машин и приборов, работающих в надежных условиях, часто используют легированные рессорно-пружинные стали, имеющие наибольшую релаксационную стойкость.

Строительные конструкционные стали являются малоуглеродистыми сталями, содержание углерода в них меньше 0,25%. Такие стали применяются для изготовления

разнообразных металлических конструкций и сооружений (конструкции зданий, труб, вагонов, мостов, ...). Эти стали должны обладать повышенным пределом прочности, достаточной пластичностью, высокой вязкостью и низким порогом хладноломкости, а также хорошими технологическими свойствами: свариваемостью, обрабатываемостью резанием. Для обеспечения хороших механических свойств эти стали легируются различными элементами, такими как кремний (Si), марганец (Mn), хром (Cr), никель (Ni), молибден (Mo).

Хром является основным легирующим элементом и часто используется в сочетании с никелем. Cr придает стали прочность, пластичность и повышает коррозионную стойкость изготавливаемого изделия. Присутствие Mo в стали незначительно увеличивает прочность, но понижает ударную вязкость. Mo также способствует измельчать зерно и, как следствие, повышает упрочняемость сталей термической обработкой. В количестве 0,2–0,4% массовая доля Mo снижает разупрочнение при отпуске и подавляет отпускную хрупкость за счет мешающих образованию сегрегаций примесей (фосфор, мышьяк) по границам зерен.

Si – широко распространенный в природе легирующий элемент. Si придает сталям жаропрочность и антикоррозионные свойства, повышает предел прочности и упругости. Ванадий является сильным карбидо- и нитридообразующим элементом. Ванадий способствует измельчению зерна за счет образования высокодисперсных карбидов, повышает прокаливаемость и отпускную стойкость. При содержании до 1% ванадий незначительно повышает прочность, но снижает ударную вязкость.

Сера и фосфор – вредные примеси, негативно влияют на механические свойства стали, особенно на ударную вязкость и пластичность. В сталях обыкновенного качества допускается содержание P и S до 0,05%; в качественных сталях массовая доля сера и фосфора до 0,035%; в высококачественных сталях содержание P и S до 0,025%; а в особовысококачественных сталях содержание P и S до 0,015%.

1.2 Механизмы разрушения конструкционных сталей

Исследование разрушения материалов необходимо для понимания механизмов разрушения, используемое при анализе повреждений деталей машин с целью предотвращения разрушения в процессе их эксплуатации.

Под действием достаточно высоких напряжений деформация завершается разрушением. Разрушение является многостадийный процесс и включает в себя несколько стадий: зарождение трещины, постепенный рост (распространение) трещины и окончательное разрушение. Микротрещины всегда зарождались на самом “слабом” месте в материале, например на границах зерен, на неметаллических включениях. По увеличению напряжений эти

микротрещины постепенно вырастут и могут быть соединять друг с другом. Когда трещины достигаются критическое значение, происходит окончательное разрушение.

Разрушение может быть вязкое, хрупкое или смешанное (имеется черта хрупкого и вязкого), однако такое деление разрушения материалов на подобные виды имеет весьма условное значение т. к. с физической точки зрения процесса эти виды разрушения отличаются между собой лишь степенью пластической деформации. На практике хрупкое разрушение является более опасным поскольку его запас пластической деформации мал.

Изучение разрушения можно проводить на двух уровнях: на макроуровне, когда поверхность разрушения (излом) наблюдаться непосредственно вооруженным глазом и на микроуровне, когда излом наблюдаться при больших увеличениях (до $\times 5000$) [2]. На микроструктурном уровне разрушение подразделяется на два типа: транскристаллитный (когда трещина развивается по телу зерна) и интеркристаллитный (когда трещина распространяется по границам зерен). Транскристаллитный излом может быть хрупкий и вязкий (рисунок 1). Хрупкое разрушение характеризуется такими элементами как: фасетки скола, ручьистый узор, язычки. Характерными элементами вязкого разрушения являются ямки.

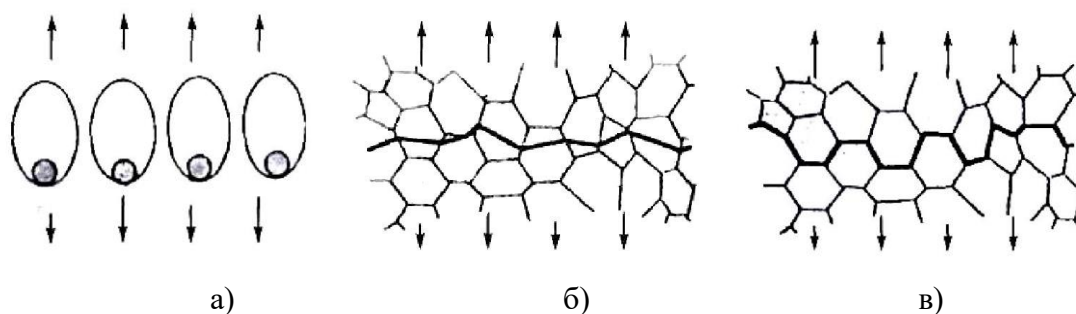


Рисунок 1 – Механизм разрушения металлов на микроструктурном уровне [3]

а – вязкое разрушение; б – транскристаллитный скол; в – интеркристаллитный скол

В зависимости от различных факторов, таких как кристаллическое строение решетки металла, микроструктура, размер зерна, условия деформации (скорость нагружения, температура окружающих сред) вид деформации может различен. Вид разрушения сильно зависит от температуры. Одни и те же материал при комнатных температурах может разрушаться вязко, а при пониженных температурах разрушаться хрупко. На практике исследование разрушения материалов в зависимости от температуры имеет особо важную роль для выявления критических факторов, влияющих на разрушение.

Строение кристаллической решётки предполагает возможность реализации двух элементарных механизмов образования новых поверхностей (с последующим разделением тела на два): скольжение вдоль некоторой плоскости – пластический сдвиг (срез) и

последовательный разрыв атомных связей (как правило, по некоторой кристаллографической плоскости) – скол (хрупкое разрушение) с элементарными актами в виде площадок в изломе - фасеток. Общепринято что, отрыв – разрушение хрупкое, а срез – разрушение вязкое [4-6]. При этом хрупкое разрушение более опасно, чем вязкое, поскольку хрупкое разрушение – это процесс неконтролируемый, идет при напряжениях меньше предела текучести материала и сопровождается очень малой пластической деформацией. На рисунке 2 представлена схема хрупкого и вязкого разрушения, где видно, что энергоёмкость вязкого разрушения значительно превышает энергоёмкость хрупкого разрушения. Это связано с тем, что, при вязком разрушении, пластическая деформация идет не только возле вершины трещины, но и по большому объему образца или деталей (рисунок 2).

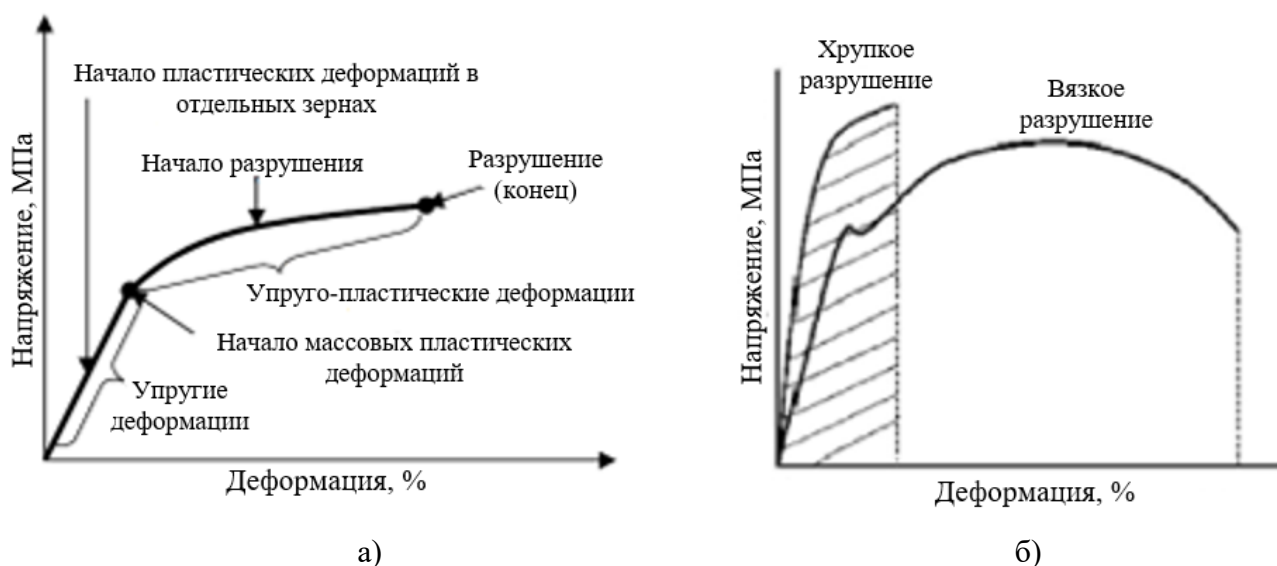


Рисунок 2 – Диаграммы деформации при растяжении [7]

а – Диаграмма общего процесса деформации; б – Диаграмма растяжения вязкого и хрупкого материалов

1.2.1 Хрупкое разрушение

Хрупкое - наиболее опасный вид разрушения и часто является причиной повреждений деталей и конструкции во время эксплуатации. Хрупкое разрушение характеризуется большой скоростью распространения трещины и очень малой пластической деформацией.

В своей работе Гриффитс обосновал причину образования и развития микротрещины при хрупком разрушении на основании энергетических соображений. По теории Гриффитса существуют 3 компоненты энергии: поверхностная энергия трещины, упругая энергия тела, энергия приложенных сил. При этом энергия приложенных сил способствует развитию

трещины, поверхностная энергия, наоборот, замедляет распространение трещины, а упругая энергия по-разному влияет на процесс развития трещины в зависимости от условий нагружений. При хрупком разрушении всегда происходит пластическая деформация в вершине трещины и это нужно учитывать. Для расчета разрушающего напряжения была введена энергия пластической деформации γ_p :

$$\sigma \approx (E \cdot \gamma_p / c)^{1/2} \quad (1)$$

Где γ_p – энергия пластической деформации, Дж;

c – половина длины трещины, см;

E – модуль Юнга.

Разрушения металла становится спонтанным процессом, когда приложенное напряжение достигает определённой величины и трещина приобретает критической длины (трещина достигает определенных критических размеров и числа, в зависимости от свойств материала и условий нагружения). Трещины распространяются с большой скоростью, близкой к скорости звука и невозможно контролировать и процесс разрушения завершается полным разделением тела материала на части уже без внешнего погружения.

Существует и другая теория процесса хрупкого разрушения, которая основана на теории дислокаций (*дислокационная теория разрушения*). Согласно этой теории, с понижением температуры дислокации стали труднее подвигаться (перемещаться) и, следовательно, уменьшается возможность пластической деформации и это приводит к развитию металла по хрупкому механизму. Металлы и сплавы с ОЦК и ГПУ решетками возможно хрупко разрушатся, а металлы и сплавы с ГЦК решеткой практически при любых температурах не разрушаются по хрупкому механизму, что связано с большей подвижностью дислокаций в сталях с ГЦК решеткой. Как правило виды обработок металла (старение, закалка и деформационное упрочнение), приводящие к уменьшению подвижности дислокаций (в результате образования дисперсных выделений по границам зерен) ведут к охрупчиванию.

Хрупкие изломы характеризуются кристаллическим строением. На хрупких изломах не видны признаки пластической деформации (отсутствие сколов и зон среза, связанных с пластической деформацией, небольшая утяжка или вообще отсутствует утяжки).

Элементарными элементами хрупкого разрушения являются фасетки скола, ручьи, язычки. Цвет скола блестящий, что вызвано различной ориентировкой соседних зерен. По внешнему виду хрупкий излом определяют по узору, возникающему в процессе разрушения, который называется речным (рисунок 3). Как правило, ступеньки скола параллельны его направлению, но перпендикулярны плоскости, в которой проходит трещина. Также, другой

характерной особенностью скола является шевронная структура (рисунок 4) [4,8]. Хрупкому разрушению обычно предшествует незначительная предварительная пластическая деформация.

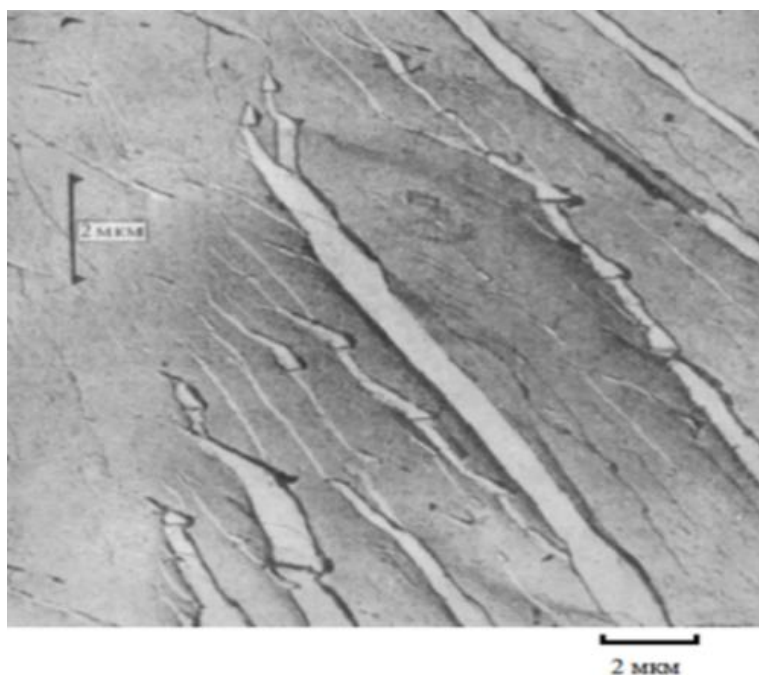


Рисунок 3 – Скол и речные узоры, образованные в мягкой стали на границах кристаллических зерен [8]

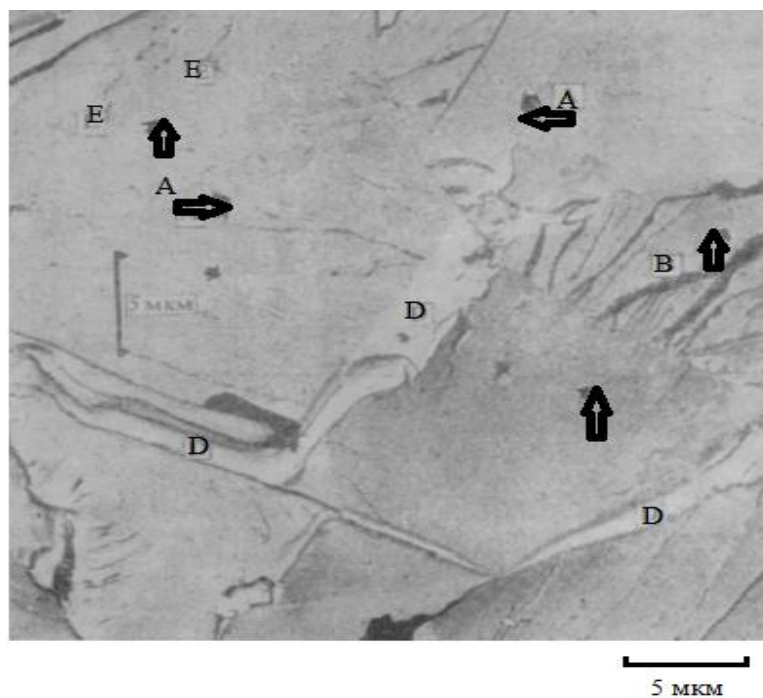


Рисунок 4 – Шевронная структура (отмечена стрелками А, В обозначается речной узор, D – большие ступеньки и E – языки) [8]

Примеси и частицы охрупчивающих фаз, расположенные по границам зерен, приводящие к их ослаблению являются причиной возникновения межзеренного хрупкого излома (название этого вида излома связано с тем что, разрушение происходит между зернами). Разрушение возможно по этому микромеханизму тогда, когда энергия разрушения, необходимая для распространения трещины вдоль границ зерен ниже соответствующей энергии транскристаллитного скола.

1.2.2 Вязкое разрушение

Вязкое разрушение является менее опасным по сравнению с хрупким разрушением т. к. вязкому разрушению предшествует большая макропластическая деформация и энергоёмкость процесса вязкого разрушения достаточно высока. Чаще всего, механизм вязкого разрушения – внутризеренный (транскристаллитный), хотя, может быть и межзеренный (интеркристаллитный).

Механизм вязкого разрушения – это образование и рост микропор. Вязкое разрушение происходит с началом образования пор (микропустот) вокруг включений или частиц второй фазы. В процессе деформации поры различных размеров разного рода могут сливаться. Из-за деформации они вытягиваются. Перемычки между соседними порами постепенно утоняются, поры сливаются, образуя ямочный излом.

Элементарным элементом вязкого разрушения являются ямки, на дне которых иногда видны неметаллические включения (рисунок 5). Исследование параметров ямок вязкого излома в различных работах показало, что, диаметр ямок обычно меняется от 0,5 до 30 мкм в зависимости типов образца и условия нагружения [9]. Глубина ямки определяется способностью металла к локальной пластической деформации. Как правило между глубинами ямки и работой разрушения имеется линейная зависимость, т. е. тем глубина ямки больше, чем больше работа, затраченная на деформацию и разрушение. Форма ямок, как правило, определяется напряженным состоянием и направлением приложенных нагрузок. Еще другой параметр, определяющий форму ямок – это <<инициатор>> зарождения пор. Например, вытянутые включения могут формировать вытянутые ямки.

Макроструктура вязкого излома имеет волокнистый вид и характеризуется большой шероховатостью и имеются большие утяжки [10,11].

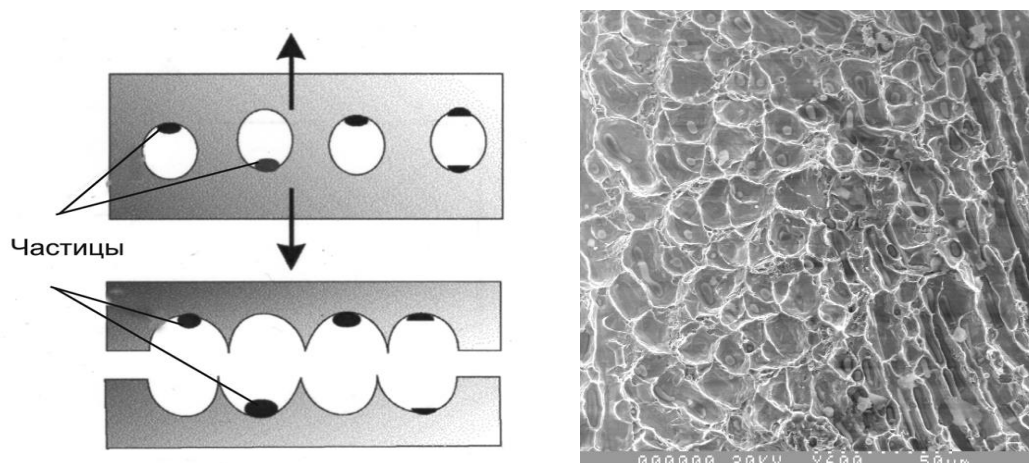


Рисунок 5 – Механизм вязкого разрушения и его характерный элемент - ямки [12]

В зависимости от материала и условия нагружения вязкое разрушение может происходить различно, следовательно полученные изломы также будут отличаться по микрогеометрии. Наиболее часто встречаемым видом вязкого разрушения промышленных металлов и сплавов является чашечный вид (рисунок 6).

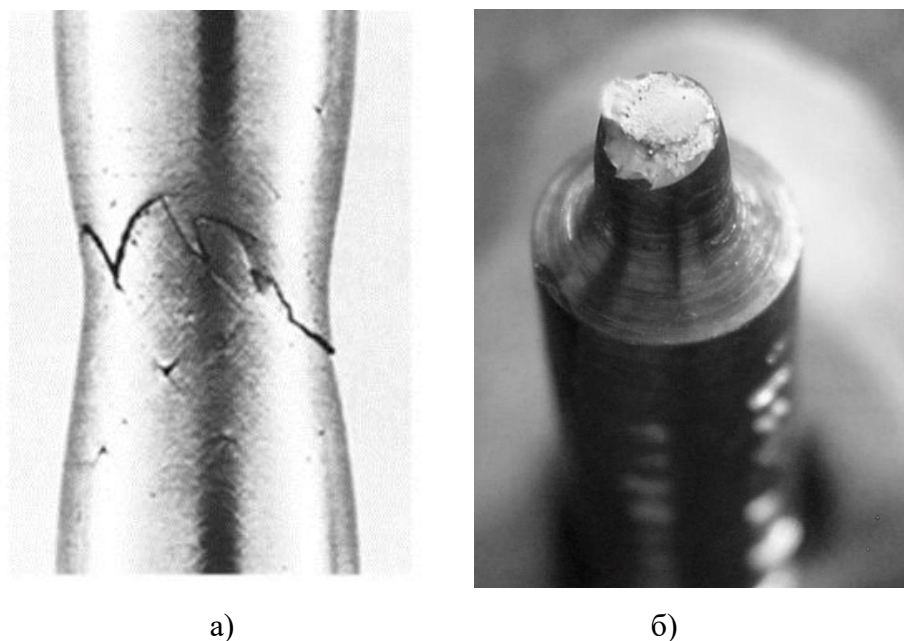


Рисунок 6 – Типичный пример вязкого разрушения при растяжении образца [4]

а – трещины в шейке; б – чашечный излом

На первой стадии вязкого разрушения появляются многие мелкие микротрещины (микропор), размещенные в центральной части шейки. По увеличению напряжений перемычки между порами деформируются и разрушаются. Крупные поры образуются из мелких пор и в центре шейки появляется сплошная трещина. Следовательно, образование этой центральной

трещины – результат разрушения путем макроотрыва. Как правило, деформация сначала идет равномерно по всему сечению образца и потом на определенной стадии нагрузки деформация сосредоточивается в центральной части образца, что приводит к местному уменьшению диаметра образца с образованием шейки.

1.3 Структурные и металлургические факторы, определяющие разрушение конструкционных сталей

1.3.1 Роль неоднородных структур в разрушении (микро-, мезо- и макроструктур)

Неоднородность разномасштабных структур является одним из важнейших факторов, контролирующих разрушение конструкционных сталей. Разнородные структуры наблюдаются на различных уровнях (масштабах) – на микро-, мезо-, и на макроуровне. В процесс разрушения сталей участвует весь диапазон масштабов структуры – это дендритная фигура (размерами от нескольких миллиметров до порядка десяти сантиметров; НВ разного рода различного размеров и микроструктура сталей (результат превращения аустенита при охлаждении). Например, в работе [13] доказано что, скопление Р по границам зерен приводит к явлению зернограницной хрупкости, а вследствие дендритной ликвации появляется ферритное поле в микроструктуре и это приводит к изменению механизма вязкого разрушения. В частности, разброс ударной вязкости в пределах поковки стали 38ХНЗМФА от полтора до двух раз связан с наличием ферритных полей поперечником от ста до 200 мкм [14].

Одним из важнейших случаев разрушения является охрупчивание, а зернограницную хрупкость уделяют особое внимание. Причинами этого явления могут быть: наличие второй фазы и выделение примесей на границах зерен, воздействие коррозионных и водородных сред.

В литой стали неоднородность по химическому составу приводит к неоднородности механических свойств в разных участках изделия (особенно неоднородность вязкости и пластичности). Неоднородность химических элементов бывают два типа: зональная (неоднородность химического состава в разных участках слитка вызвана избирательной кристаллизацией) и дендритная (неоднородность химического состава в пределах одного кристалла). Из этого вытекает необходимость получения более однородных слитков путем использования чистых исходных материалов и усовершенствования технологии выплавки, а также проведения гомогенизационного отжига полученных слитков.

Сера и фосфор более склоны к дендритной и зональной ликвации. Из-за дендритной ликвации массовая доля элементов в осях и межосьях дендритов может значительно отличаться (для S до 200%, для Р до 130%). Картинку неоднородности распределения S дает “серный

отпечаток” (СО) по Бауману (ГОСТ 10243-75). В работе [15] была найдена взаимосвязь между характером распределения серного отпечатка (в частности, объемная доля, средний диаметр и плотность серного отпечатка) и вязкостью разрушения. Геометрия дендритов и их направленность относительно направления развития магистральной трещины существенно влияют на условия зарождения трещины и как в следствие на сопротивляемость разрушению сталей с сохранившей литой структурой [13,16-17].

1.3.2 Влияние неметаллических включений и примесей на разрушение стали

В сталях НВ бывают несколько типы: оксиды, сульфиды, силикаты, нитриды, карбонитриды. НВ могут возникать в сталях в процессе производства различным путем: выплавка, разливка и внепечной обработки [18].

При разных методах металлургического производства сталей, размер НВ варьируется в больших интервалах от несколько микрометров до одного сантиметра при этом его объемная доля изменяется от 10^{-4} до 10^{-3} . В процесс разрушения стали играет важную роль не только процентное содержание НВ но и их геометрия и закономерность распределения НВ по размерам. Расстояние между частицами НВ и их взаимное расположение существенно влияют на условие зарождения трещины и как в следствие на характер распространения трещины. Область сгущенных субмикронных включений, отделившихся по границе перегретого зерна аустенита, является причиной появления камневидного излома – одной из аномалии вязкого разрушения.

В отличие от вязкого разрушения, хрупкое разрушение характеризуется единственным очагом разрушения. При хрупком разрушении НВ становится опасным очагом разрушения, тогда как его размер d больше критический размер ($d_{кр}$) включения для данного материала. А вязкое разрушение всегда контролируется неметаллическими включениями. Различные материалы характеризуются индивидуальными значениями критического размера $d_{кр}$.

$d_{кр}$ определяется по формуле [19]:

$$d_{кр} = \frac{\pi}{2} (K_{Ic} / \sigma_T)^2 \quad (2)$$

Где $d_{кр}$ – критический диаметр НВ измеряется в микрометрах;

σ_T - предел текучести измеряется в мегапаскалях

K_{Ic} - вязкость разрушения измеряется в МДж/м²

НВ – неотъемлемая составляющая структуры стали. Их влияние на способность материалов сопротивляться разрушению изучено в многих работах [20-23]. Как говорилось раньше НВ значительно влияет на разрушение сталей. При этом НВ могут выступать как единичный очаг разрушения, а также как область скопления НВ. При оценке характера НВ

важны не только степень загрязненности сталей включениями, но и их разновидность и разномасштабность. НВ по-разному влияют на механические свойства сталей в зависимости их природы, размера, количества, формы и характера распределения в объеме. Степень вытянутости НВ оказывает значительное влияние на свойства металла, в частности, на характер разрушения. Например, причина анизотропии вязкости и пластичности горячекатаных низколегированных сталей может объясняться появлением вытянутых крупных пластичных НВ или раздробленных недеформируемых НВ [24]. Значения относительного сужения и относительного удлинения в направлении поперек прокат могут быть в $2,0 \div 3,0$ раза ниже, чем в направлении вдоль прокатки. При прочих равных условиях неправильная форма включения более опасна, чем правильная форма включения (равноосное включение).

Повышение чистоты сталей по НВ (путем раскисления, модифицирования и внепечной обработки) позволяет значительно повысить качество сталей, в частности снижение порога хладноломкости, повышение вязкости разрушения. НВ по природе происхождения, количеству и размеру совместно с другими структурными составляющими материала в той или иной степени повлияет на величину ударной вязкости: $a_n = a_z + a_p$; где a_z – работа зарождения трещины; a_p – работа распространения трещины. При рассмотрении влияния НВ на характер процесса вязкого разрушения есть несколько точек зрения, некоторые исследователи считают, что, НВ оказывает влияние только работу зарождения трещины, а другие считают, что, НВ также влияет на работу распространения трещины. Вопрос влияния НВ на характер разрушения нуждается более глубоко исследование и обсуждение.

Сера и фосфор считаются самые вредные примеси, которые присутствуют практически во всех сталях независимо от способа производства. Их влияние на механические свойства, особенно на трещиностойкость (вязкость разрушения) изучалось в многих работах. Негативное действие Р на свойства сталей может усиливаться из-за сильной склонности его к ликвации. Так для литой стали содержание Р на поверхности и в середине слитка отличаться до 2-3 раза, вследствие чего вязкости разрушения образцов, вырезанных из разных участков слитка может сильно отличаться. Содержание S в стали не должно превышать $0,035 \div 0,06\%$. S присутствует в сталях в виде сульфидов. За счет снижения работы распространения трещины S понижает ударную вязкость [25,26]. Негативное влияние S на механические свойства сталей связано в первую очередь с явлением красноломкости (хрупкость в горячем состоянии, обусловленная распределением S по границам зерен). Красноломкость возникает в стали, содержащейся повышенное количество серы. В этих сталях S находится в виде сульфида железа (FeS), образуя с железом легкоплавкую эвтектику с температурой плавления 988°C . При прокатке или ковке в интервале температур ($1000 \div 1200^\circ\text{C}$) эта эвтектика плавится, что ослабляет связь между

зернами металла, вследствие чего при деформации в местах размещения эвтектики вызывает появление надрывов и трещин.

1.3.3 Дальние последствия литой структуры в поковках, прокате

Как известно, ликвация вызывает макронеоднородность слитка или проката. Степень анизотропии вязкости по сечению поковки или проката обусловлена главным дендритной ликвацией фосфора. Важными параметрами дендритной структуры являются расстояние между осями дендритов и коэффициент ликвации (отношение наибольшей и наименьшей концентрации элемента в осях и в межосных пространствах дендрита). Ясно что, чем мельче дендриты, тем меньше неоднородность состав, тем меньше неоднородность структуры. Степень неоднородности структуры - один из важных показателей качества металлопродукции. При производстве сталей наблюдаются множественный набор возможных траекторий технологического процесса (весьма развитый пучок траекторий процесса), разнообразное проявление технологической наследственности и это вместе приводит к формированию неоднородности структуры стали, и, как в результате, существенно влияет на степень неоднородности механических свойств металлопродукции [27].

Плохая пластичность, ударная вязкость, а также прочность литой стали связана с явлением дендритной ликвации. Особенно дендритная ликвация при присутствии хрупких фаз приводит к существенно снижению пластичности и ударной вязкости [5].

От размеров дендритов, их взаимно расположения и ориентировки зависит вязкость разрушения сталей с сохранившей литой структурой: как правило, максимальная вязкость будет в случае, когда дендриты располагаются перпендикулярно направлению распространения трещины, тогда для прорыва трещины требуется максимальная энергия; минимальное значение сопротивления материала разрушению когда расположение дендритов параллельно направлению развития магистральной трещины, тогда эффективный размер дендритов уменьшается и дендриты фактически не оказывают никакого тормозящего действия.

При столбчатой дендритной структуре сопротивляемость металла разрушению будет определяться направлением траектории распространения трещины. Если её передний фронт будет параллелен осям дендритов, то они будут (при прочих равных) в максимальной степени препятствовать распространению трещины. Однако при движении трещины в поперечном направлении, её фронт будет продвигаться по полоскам "плохой" структуры – межосевое пространство с более высоким уровнем загрязненности примесями и НВ из-за ликвации. В этом случае значения показателей вязкости будут минимальными. Несомненно, что при оценке сопротивляемости разрушения материалов с равноосной дендритной структурой, каковых

большинство, необходимо знать особенности распределения углов отклонения осей дендритов относительно предполагаемого направления роста трещины.

Очевидно, что для более точного изучения влияния макронеоднородности на появление разброса вязкости разрушения материала нужна разработка как методов описания, так и на их основе выработать критерий неоднородности структуры, обеспечивающей заданную вязкость стали.

Структура литого металла наследуется после прокатки – вследствие дендритной неоднородности исходного слитка, дендриты преобразуется в полосчатую структуру (чередующиеся почти параллельные полосы переменных составов легирующих элементов), вытянутую вдоль оси проката. Появление этой структуры связано с характером расположения примесей, НВ и вторых фаз. В зависимости от исходной структуры, степени ликвации, характера процесса деформации и способа термической обработки в сталях могут появиться различные виды полосчатости: мартенсито-бейнитная, бейнито-перлитная, феррито-перлитная в среднеуглеродистых и карбидная строчечность в заэвтектоидных сталях (инструментальных и шарикоподшипниковых). Полосчатые структуры можно частично устраняться путем длительного гомогенизирующего отжига при температуре больше 1000°C ($1200 \div 1300^{\circ}\text{C}$). Пока распределение легирующих элементов не выровнено, структурная полосчатость сохраняется и после термообработки [28]. На рисунке 7 приведен типичный пример полосчатой структуры в среднеуглеродистой стали. Полосчатая структура вредна так как она сильно влияет на однородность механических свойств сталей, в частности на показатель твердости, прочности и на анизотропию вязкости. Например, относительное удлинение и ударная вязкость вдоль полосы структуры больше, чем поперек. Полосчатая структура контролируется в соответствии с ГОСТ Р 54570–2011, ГОСТ 5640–68 (для оценки только полосчатости феррито-перлитной структуры [29,30]).

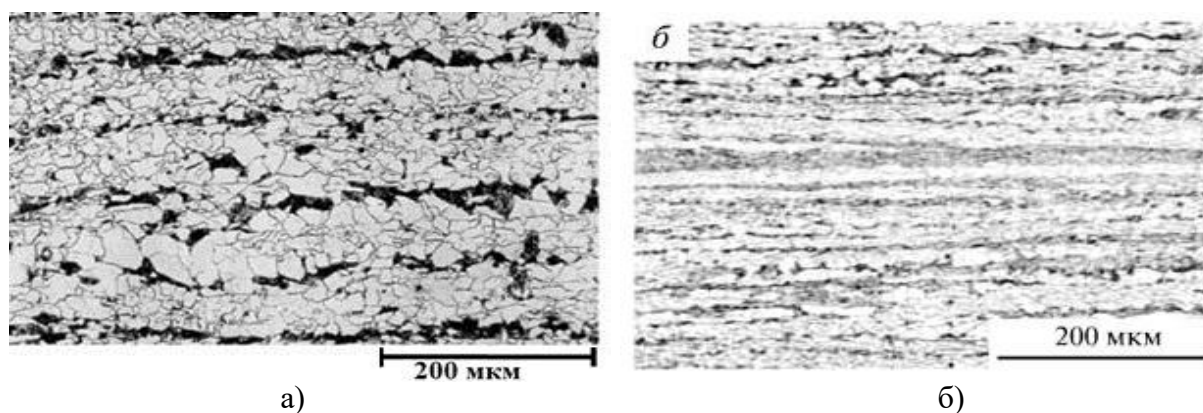


Рисунок 7 – Типичный пример полосчатой структуры

а – полосчатая ферритно-перлитная структура и разностернистый феррит;

б – полосчатая ферритно-перлитная структура и полосчатая ферритно-бейнитная структура в осевой зоне

Анизотропия механических свойств проявляется в листовом прокате с феррито – бейнитной структурой в зависимости от ориентации отобранных образцов по отношению к направлению прокатки: при приблизительно ориентации 40° образца относительно направлении прокатки сталь обладает минимальной ударной вязкостью и более низким процентом вязкой составляющей в излом образцов после испытания падающим грузом. Исследование особенности морфологии феррито – бейнитной структуры выявлено что, ферриты имеют вид пластины, иногда сопутствуют карбиды по границам, а бейнитные пакеты главным образом располагаются под углом примерно 45° относительно направлении прокатки, при этом плотность границ зерен и межфазных границ в этом направлении минимальна, что значительно снижает сопротивление развитию трещины. Такая особенность полосчатой структуры ухудшает механические свойства сталей, особенно характеристики вязкости и хладостойкости проката. Повышение дисперсности структурных элементов, в том числе бейнитных пакетов, приводит к повышению уровня однородности свойств и улучшению вязкости и хладостойкости материала [31].

Последствия ликвации многообразны, так сера, вытесненная в междендритное пространство при кристаллизации слитка, трансформируется в нитки сульфидов, окруженные областью металла, обогащенной марганцем, куда стремится перераспределиться углерод [28]. Вследствие этого последующая прокатка и охлаждение приводят к образованию полос перлита, примыкающих к ниткам сульфидов. Под напряжением нитки сульфидов отслаиваются от перлита, а образующиеся вытянутые поры сливаясь, формируют шиферообразную поверхность, что сопровождается снижением ударной вязкости стали 16Г2АФ до 1,5 раз [27].

Отсюда вытекает необходимость проводить статистический анализ геометрии дендритов, оценить ее связь с неоднородностью размещения неметаллических включений, микроструктуры и сопоставить все взятое вместе с разбросом пластичности и вязкости. В частности, в работе [32] было установлено что, дальнейшие последствия ликвации литой структуры в поковках (присутствие ферритных полей в микроструктуре и неравномерное распределение сульфидов) являются причиной двухкратного разброса вязкости и пластичности по сечению крупных поковок размером до 500 мм из стали типа 38ХНЗМФА после закалки и высокого отпуска.

1.4 Методы контроля структур и изломов

1.4.1 Анализ разномасштабных структур

Выявление структурных и металлургических факторов, определяющих процесс

разрушения сталей невозможно обходить совместный анализ механизмов разрушения разнородных структур. Для этого первоначально нужно получить разномасштабные структуры и следовательно их анализировать.

Структуры контролируются и анализируются при помощи разработанных специальных методов испытаний и средств измерения, с использованием соответствующих документов, характеризующих условия поставки и приемки. Применяются стандартные образцы, с которыми сравнивают фактические образцы с помощью спектрального, рентгеновского и других анализов. Для оценки качества металла определяют его химический состав, механические свойства, производят макро- и микроструктурные анализы, и также производят внешний осмотр и др. [33].

В микроструктурном анализе строение металла так называемое микроструктуру получают с помощью металлографического микроскопа при увеличении от порядка 50 до нескольких тысяч раз (в зависимости от цели исследования и изучаемой структуры). Главными задачами микроанализа являются определение структурных составляющих сплавов, выявление особенности структуры зерен (форма, размер и расположение зерен), выявление наличия микродефектов таких как пор, трещин, раковин и т. д. или НВ и т. п. Наиболее распространённым являются оптические микроскопы. Для изучения микроструктуры приготовили специальные образцы, вырезанные в продольном или поперечном направлении. Для более детально изучения тонких структур применяют электронные микроскопы (просвечивающие микроскопы и растровые микроскопы), позволяющие получить увеличение до 50 000 раз и выше. А для изучения поверхности разрушения (изломов) применяют фрактографические методы исследования (фрактография). По излому, полученному с помощью фрактографии можно выявить характер разрушения, получить важную информацию о поведении металла под действием критических нагрузок и установить причину разрушения.

Помимо перечисленных контроля и анализа структуры существуют специальные физические методы контроля скрытых дефектов в металлических изделиях без их разрушения. Совокупность этих методов называется дефектоскопией. Дефектоскопия включает в себя следующие основные виды: ультразвуковая, магнитная, рентгеновская, люминесцентная и др. Показатели качества металлов и изделий оформляются документом, которые делятся на две основные группы. Первая группа документов определяет технические требования к качеству металлов и изделий: технические условия, наряд заказы и т. п., вторая – характеризует качество изделий данной партии или марки: сертификат о качестве, акт проверки качества и т. д. [34].

До сих пор требование к структуре, как правило, строго регламентировано в нормативных документах (НД), когда в подавляющем большинстве случаев полученные структуры сравнивают с эталонными шкалами. Такая оценка является качественной и весьма

субъективна. Так, например, невозможно оценить влияние неоднородности структуры на разброс механических свойств стали и сформулировать критерий допустимой неоднородности структуры, гарантирующей бы заданный уровень пластичности и вязкости [35,36]. Отсюда вытекает необходимость развигать методы количественных оценок разномасштабных структур, (в частности, методы цифровой обработки изображения структуры) и определить их влияние на качества стали.

Для литой структуры необходимо иметь возможность поштучного выделения и измерения параметров дендритов таких как угол ориентации, толщина и шаг дендритов. Это позволит выявить опасность подобной структуры в промежуточных случаях ориентировки дендритов относительно направления распространения магистральной трещины. Необходимо иметь данные о шаге осей и углах отклонения дендритов от направления развития магистральной трещины. Накопленная статистика данных геометрии дендритов позволит в дальнейшем оценить ее связь с неоднородностью распределения НВ, микроструктуры и сопоставить все вместе взятое с разбросом пластичности и вязкости [13].

В настоящее время в России существуют разные программные обеспечения, позволяющие количественный анализ изображений, которые совмещают в себе функции графического редактора и количественного анализатора: Image Expert Pro 3 (Москва), Thixomet Pro (Москва) и SIAMS 800 (Екатеринбург). У каждого есть свои преимущества и недостатки.

Разнообразные задачи количественного анализа изображений структур в металлографии, материалов и порошков в материаловедении и так далее достаточно удачно решаются в ПО Image Expert Pro 3. В неё можно получить важные геометрические характеристики структуры такие как процентные доли составляющих, площади, периметры, диаметры; параметры формы и вытянутости объектов; характеристики анизотропии структур; характеристики распределения объектов, в частности расстояние между объектами и.т.д. ПО Image Expert Pro 3 позволяет представлять полученные характеристики структур в соответствии с требованиями российских и зарубежных стандартов. Так, например, в неё можно определить объемную долю НВ, оценить их распределение по размерам, степени вытянутости, ранжировать включения на крупные и мелкие и анализировать НВ в стали по ГОСТ 1778–70 (метод Ш, метод К) [37], по DIN 50602 [38], по ASTM E45–05 метод А; получить геометрические характеристики как отдельного включения, так и суммарные результаты, а также другие количественные характеристики. С помощью этой программы можно проводить анализ зерённой структуры в соответствии с ГОСТ 5639 [39], ASTM E112 [40] и DIN 50601 [41]; анализ микроструктуры сталей по ГОСТ 8233–56 [42]; анализ пористости по ГОСТ 9391 [43]; анализ дендритной структуры сталей, структурной полосчатости стали и многие другие.

Преимуществом программы Thixomet Pro перед другими программами по анализе изображений является возможность получить и исследовать панорамные изображения с высоким разрешением, что значительно повысить объективность анализа.

Помимо метода анализа загрязнённости стали включениями по ГОСТу существует еще другой метод анализа по серному отпечатку по Бауману от темплета в масштабе 1:1. Такой метод позволяет получить документированный и более объективный, достоверный результат [44]. СО несет следующую информацию: распределение сульфидов по размерам; параметры неоднородности размещения крупных (от 14-33 мкм) сульфидов: макро- по толщине листа и мезо-, их отталкивания и объединения в цепочки; мезонеоднородность от дендритной ликвации, которая непосредственно влияет на характер разрушения стали.

На практике количественной металлографии, при съемке и сканировании под действием ряда неблагоприятных факторов таких как вибрация фотокамеры, неравномерность движения сканирующего элемента и т. д. многие изображения получились с малоконтрастными и зашумленными участками. В этой связи перед проведением анализа нужно улучшать качество изображения структур (повышение контраста, корректировка резкости, подчеркивание границ, фильтрация) и формировать графический препарат (сегментация, бинаризация, выделение контуров) [45-48].

Очевидно, что только совместный анализ механизмов разрушения разномасштабных структур и измерения их неоднородности могут выявить структурные и металлургические факторы, контролирующие различия в процессах разрушения конструкционных сталей при номинально однотипных структурах.

1.4.2 Наблюдение изломов средствами 2D- и 3D- размерности

Исследование изломов (фрактография) обладает большим практическим значением при анализе причины разрушения и оценке качества металла т. к. в изломах отражаются все стадии процесса разрушения и области с наиболее неблагоприятным сочетанием условий нагружения и свойства материала.

В настоящее время возможности существующих аппаратных средств и программного обеспечения позволяют извлекать максимальную информацию о разрушении и реконструировать механизм разрушения с изучением излома на разных уровнях наблюдения: макро-, микро-, мезо-уровне, когда измеряемые элементы излома на порядок больше микроплощадок и на один-два порядка меньше элементов макрогеометрии излома (в связи с тем, что, в разрушении участвуют различный масштаб структур) и в следствие повышают значимость технологических рекомендаций, сделанных на этой основе [49-51]. Для изучения

поверхности разрушения применяют почти все известные средства микроскопии: световую микроскопию, электронную микроскопию (ПЭМ и РЭМ) при увеличении до 50000 раз [52]. Преимуществами метода электронной микроскопии по сравнению с методом световой микроскопии являются большая его глубина резкости, высокая разрешающая способность, что позволяют более детально изучать строение микрорельефа излома.

Для получения максимального полного объема информации о процессе разрушения и сопоставления сталеи по вязкости также применяют методы прямой трехмерной 3D-регистрации, синтеза 3D-изображения из нескольких 2D, полученных в СЭМ (стереофотограмметрия). Метод стереофотограмметрии успешно применяется для объективного выделения и дальнейшего измерения элементов вязкого излома и в результате расширяется представление о механизме вязкого разрушения. Так, по структуре и излому можно понимать причину неоднородности свойств металла.

Распространение трещины впервые наблюдал под микроскопом Н.П.Щапов (1930 г.), нагружая «сбоку» металлографический шлиф. Так можно увидеть, по какой из составляющих микроструктуры (или по границам - зерна или фаз) преимущественно распространяется трещина [2].

При хрупком разрушении процесс и у поверхности образца, и в его объеме может быть один и тот же (что доказывают, сравнив затем поверхности излома). И при усталости и ползучести удастся наблюдать распространение трещин в микроструктуре алюминиевых, титановых, никелевых сплавов и в покрытиях на них. Но у поверхности вязкого излома есть зона утяжки и среза, где процесс совсем иной, чем в объеме.

Растягивая фольгу в трансмиссионном электронном микроскопе, рождение и рост трещины наблюдают с разрешением до 1...10 нм. Но это тоже не тот процесс, что в массивном образце. Даже в высоковольтном (1...2 МВ) микроскопе «просвечиваемая» фольга не толще 1 мкм. В металлах трещина в фольге появляется обычно от наружной поверхности и не имеет пластической зоны (поскольку источнику размножения и накопления дислокаций нужна рабочая площадка много шире, чем 1 мкм). В фольге из керамики (MgO) видели пластическую зону трещины длиной 3 мкм: в ней было до 20 дислокаций, но испускались они, опять-таки, поверхностью фольги.

Тем более специфичны наблюдения с разрешением атома: «для больших увеличений нужен маленький объект». В автоионном микроскопе, расщепляя электростатическим полем при 4К острие вольфрамовой иглы (заточенное до ~10 нм), видели «абсолютно хрупкий скол» (без пластической релаксации), который оказался обратимым: решетка постепенно разрывалась при нагружении, но восстанавливалась при разгрузке. В сканирующем туннельном микроскопе рассматривали «сбоку» разрыв медных «усов» диаметром ~10 нм – но они просто сужались «в

точку». Наблюдения *in situ* «абсолютно хрупкого и вязкого» разрушения кристаллической решетки не дали большего понимания в разрушении реальных структур.

Когда-то выпускали специализированные микроскопы, измерявшие высоту рельефа (поточно, вручную, с погрешностью 8...30%): интерференционные, многолучевые, фазоконтрастные, микроскопы светового сечения, растровые. Теперь можно и на металлографическом микроскопе послойно снять и синтезировать трехмерную картину. Общая тенденция: вместо многообразия аппаратов иметь к универсальному микроскопу цифровую фотокамеру, персональный компьютер и мощные пакеты обработки изображений для разнообразных задач (в том числе и «трехмерных»).

Для проведения сравнительных измерений элементов геометрии строения излома при сходной мезогеометрии рельефа можно применять 2D-кадры, а когда мезо-поверхности излома сильно отличаются то перспективно использовать 3D-регистрацию рельефа. Одно из преимуществ метода классической стереофотограмметрии является быстрая и документированная 3D-регистрация рельефа излома. Для этого стереопару (два кадра одного и того же поля зрения, различающиеся по направлению на объект на угол α равный $5^0 - 10^0$) нужно реконструировать для получения 3D моделей излома (например, в программе Photomod, при этом необходимо перевести "пиксельное" изображение в масштаб образца.). Точность реконструкции 3D-моделей в большой мере зависит от степени надежности указания «на глаз» на правом и левом снимке достаточного числа точек, совпадающих на объекте. Другими возможными источниками погрешностей реконструкции являются: неравномерность контраста исходных изображений, дефокусировка изображения и т.д. [11]. 3D-модель графически можно представить в стандартных программах, например Mathcad и Origin Pro.

3D-реконструкция излома по стереопарам, полученным в СЭМ, позволяет существенно понимать механизм протекания разрушения по зернограницным кластерам НВ субмикронных размеров в улучшаемых Cr-Ni-Mo сталях. В частности, изучена морфология вязкого излома образца (из улучшаемой стали типа 38ХНЗМФА), испытанного на статический трехточечный изгиб, и на основе реконструированных 3D-моделей рельефа изломов определено значение критического раскрытия трещины по пластической невязке при совмещении ответных половинок излома. Это, в сочетании с измерениями неоднородности разномасштабных структур, позволило оценить сопротивляемость разрушению (вязкость разрушения) металла с привязкой к структуре и повышать объективность прогноза разрушения в целом [15].

Применение 3D-реконструкции изломов методом классической стереофотограмметрии позволяет получить количественные характеристики элементов вязкого излома в микроуровне, такие как глубину и ширину ямок и найти их связь с вязкостью разрушения металла [53-57]. В ряде случаев можно обойтись и без калибровки электронно-оптического тракта, например, при

изучении геометрии вязкого излома. Вязкое разрушение большинства сплавов контролируют включения второй фазы, разрушение или отслоя которых приводит к образованию пор, а магистральная трещина есть следствие их пластической деформации и слияния. Вязкость разрушения должна быть тем выше, чем ямки глубже (больше отношение глубины h к ширине d), т. е. больше раскрытие от среза их бортов, поэтому относительная величина h/d с одной стороны должна удовлетворительно характеризовать вязкость, с другой – быть инвариантной условиям съёмки (величине коэффициента перевода пиксель/мкм).

Однако статистика прямых измерений геометрии ямок достаточно мала. Поэтому её накопление представляет существенный интерес как для уточнения геометрии ямки, особенно в связи с возможным её искажением вследствие пилообразной формы мезотраектории трещины, взаимодействия соседних пор, так и для сопоставления отношений глубин ямок к их ширине для различных сплавов как меры вязкости материала без использования тест-объектов [58-59].

Многие процессы деформации и разрушения контролирует мезоструктура металла, унаследованная от слитка, но в настоящее время строение изломов на мезоуровне недостаточно изучено. Отсюда необходимость в развитии средств и методов их наблюдения, измерения и соответствующих алгоритмов, и моделей. Для наблюдения разрушения в мезомасштабе удобно использовать лазерную профилометрию [17]. В частности, был разработан автоматический лазерный бесконтактный трехмерный профилограф, который вводит в компьютер трехмерную картину поверхности с разрешением 5 мкм по каждой координате. Достоинство этого метода заключается в том, что для исследования не требует никакой предварительной подготовки образца и не повреждается поверхность излома. В работе [58] было показано, что мезопрофили многих изломов (хрупких и вязких) конструкционных сталей имеют пилообразный вид с последовательными чередованными выступами, и впадинами. Траектория распространения трещины достаточно хорошо описывается ломанной лестницей, которая характеризуется следующими параметрами ступеней лестницы такими как высотой, шириной, длиной и углом наклона ступени к макроплоскости излома.

В мезостроении изломов находят свое отражение различия как в мезо-, так и в микроструктуре стали. Так, например, при переходе от литой структуры улучшаемой стали 38ХНЗМФА к деформированной линейные размеры ступеней (ширина, высота, длина) траектории трещины уменьшились в 1,5-2,1 раз, при увеличении размеров зерна аустенита от $13,4 \pm 0,3$ до $54,5 \pm 1,6$ мкм: средние значения параметров мезогеометрии увеличились в 1,2...1,4 раза, а их размах – в 1,4...2,3 раза [58].

Одним из методов установления связи количественных характеристик разрушения со свойствами металла является фрактальный метод. Целью данного метода является определение

фрактальной размерности (D_f), величина которой находится в интервале $2 \div 3$. В своей работе Мандельброт показал, что фрактальная размерность коррелирует с работой разрушения [60].

Представительная статистика измерений мезорельефа различных механизмов разрушения, в частности, позволила объяснить наличие противоречивых результатов, связанных с определением фрактальной размерности в качестве характеристики изломов, когда её значения могут, оказаться одинаковыми для различных механизмов разрушения и идентичными для совершенно разных изломов. Оказалось, что для получения воспроизводимых значений фрактальной размерности (при условии самоподобности поверхности) необходим определённый объём измерений мезогеометрии рельефа. Было обнаружено, что при выполнении этого условия значения фрактальной размерности рельефа не отличаются для разных изломов (как хрупких, так и вязких) [61].

Таким образом, очевидно, что для достоверного выявления различия в механизмах разрушения материалов и понимания роли неоднородных структур в разрушении необходимо развивать методы качественной и количественной фрактографии на разных масштабных уровнях и накопить статистики характеристик разномасштабной геометрии изломов.

1.5 Методы оценки сопротивляемости стали разрушению

1.5.1 Возможности и ограничения линейной механики разрушения

На практике в линейной механике разрушения широко распространённо используют коэффициент интенсивности напряжения (КИН) – K_C . Это понятие впервые ввел Ирвин для случая квазихрупкого разрушения (наличие пластической зоны перед трещиной). По Ирвину КИН характеризует состояние материала, при котором начинается самопроизвольный неконтролируемый рост трещины. КИН является наиболее важным критерием оценки сопротивляемости стали разрушению. КИН – переменная величина, зависящая от степени пластической деформации в вершине трещины и от толщины образца. Формулы расчета КИН для образца с центральной трещиной и образца с боковыми надрезами представлена соответственно следующим (3), (4): [62]

$$K_C = \sigma_{\max} \sqrt{b \cdot tg \frac{\pi \cdot l_c}{b}} \quad (3)$$

$$K_C = \sigma_{\max} \sqrt{b \cdot (tg \frac{\pi \cdot l_c}{b} - 0,1 \sin \frac{2\pi \cdot l_c}{b})} \quad (4)$$

где $\sigma_{\max}$ – максимальное напряжение, измеряется в МПа;

b – ширина образца, измеряется в мм;

l_c – критическая длина трещины, при которой начинается самопроизвольное неконтролируемое разрушение, измеряется в мм

Формулы (3) и (4) справедливы только в случае плоской деформации и когда разрушение происходит путем отрыва при отсутствии заметных пластических деформаций у вершины трещины. Для конкретного материала при увеличении толщины образца КИН близится к постоянной величине (K_{IC}). K_{IC} называется критическим коэффициентом интенсивности напряжений при условии плоской деформации. K_{IC} есть констант материала и характеризует меру трещиностойкости (вязкость разрушения) материала т.е способность материала сопротивляется распространению трещины.

Линейная механика разрушения основана на работах многих ученых: Гриффитса, Ирвина, Орована, Дагдейла, Вестергаарда, Г.В.Колосова. Основным критерием линейной механики разрушения является силовой критерии (K_{IC}). Его применение ограничено связано с тем, что для определения параметров силового критерии необходимо использовать образцы больших размеров, удовлетворяющие условиям плоской деформации, а также испытательную машину с большей мощностью. Это объясняется тем, что при испытании образца недостаточной толщины может наблюдаться скачкообразный рост трещины в центральной части образца и пластическая деформация ведет к уменьшению разрушения путем отрыва и из-за чего, результаты определения K_{IC} могут быть получены неточными. Кроме того, использование линейной механики разрушения для оценки несущей способности изделия может оказаться неточным, поскольку не учёт наличия пластической зоны приводит к недопустимым ошибкам.

КИН определяется экспериментальным путем. В действующих стандартах регламентируются условия и порядок проведения испытаний, типы образцов, критерии достоверности результатов. Наиболее распространённым методом определения вязкости разрушения является трехточечный изгиб и внецентренное растяжение образца с заранее нанесенными надрезом и усталостной трещиной [63,64].

Для корректного определения K_{IC} необходимо соблюдать условие плоской деформации, т.е отсутствует деформация по толщине. В связи с этим предусматривается условие, предъявляемое к толщине образца [65-68]:

$$t \geq \alpha \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (5)$$

где t – толщина образца, мм;

α - коэффициент, учитывающий степени пластической деформации, ($\alpha = 0,6 \div 5$, в зависимости от классов материала)

$\sigma_{0.2}$ - предел текучести, МПа

Однако во многих случаях «прямой» излом без боковых сколов не означает плоскую деформацию по всей толщине образца [69,70]. По этой причине, вводятся дополнительные ограничения по величине максимального относительного сужения φ_{max} в месте разрушения, которое не должно превышать 1,5%.

Определив величину K_{IC} можно рассчитать максимально допустимую нагрузку в конструкции с трещиной определенной длины, при которой трещина еще не переходит в стадию спонтанного неконтролируемого развития до полного разрушения. Таким образом, зная длину трещины и K_{IC} , можно оценить конструкционную прочность.

Линейная механика разрушения имеет некоторые недостатки, затрудняющие получение достаточно верных результатов. Силовой критерий определения вязкости разрушения предполагает, что образец мгновенно разрушается по достижении критического напряжения и не учитывает подрос трещины в процессе разрушения. В действительности, при вязком разрушении трещина обычно подрастает скачкообразно и этот подрост трещины должен учитывать при определении вязкости разрушения (трещиностойкости) металла.

Таким образом, по линейной механике разрушения возможно коррективно определить K_{IC} для материалов высокой прочности, когда образец полностью разрушается при первом скачке трещины. Разрушение материалов малой и средней прочности характеризуется наличием достаточно интенсивного развития пластической деформации, что для случая квазихрупкого разрушения предъявляет повышенные требования к критериям достоверности определения K_{IC} .

Вследствие того в последнее время для определения вязкости разрушения (трещиностойкости) вязких материалов пониженной прочности получили широкое распространение методов нелинейной механики разрушения, которые не требуют соблюдать условие плоской деформации и как следствие позволяют использовать образцы относительно малых габаритов.

1.5.2 Перспективы нелинейной механики разрушения (НЛМР)

Для оценки вязкости разрушения вязких материалов малой и средней прочности, у которых не удастся корректно определить величину КИН по линейной механике разрушения (из-за интенсивного развития пластической деформации), используют нелинейную механику разрушения (НЛМР), определяя J -интеграл Черепанова-Рейса (энергетический критерий разрушения) и критическое раскрытие трещины КРТ – δ_c (деформационный критерий). НЛМР перспективны для определения характеристик вязкости разрушения как в случае упругопластического, так и линейно-упругого поведения материала.

J -интеграл – величина которой характеризует работу пластической деформации и разрушения, а также поле напряжений и деформаций при упругопластической деформации в окрестности вершины трещины. J -интеграл определяет интенсивность выделения энергии деформации при распространении трещины в материале в упругопластической области и выражается как отношение прироста работы внешних сил к приращению поверхности трещины [71,72]. Из чего следует, что его размерность – МДж/м². J_C – критическое значение J -интеграла, когда достигает этой величины, трещина может самопроизвольно начать расти и характеризует сопротивление материала началу распространения трещины вне зависимости от вида разрушения.

J -интеграл можно оценить либо экспериментальным, либо расчетным путем (с использованием различных расчетных методик, как численных, так и аналитических). В настоящее время существует несколько экспериментальных методик определения J -интеграла. Хорошо согласующимся с теоретическими расчетами является метод Бегли и Лэндиса, который предполагает проводить испытания нескольких образцов одинакового размера, но с трещинами разной длины с построением зависимости J от прогиба f [73]. Величине J -интеграла соответствует изменение потенциальной энергии. Недостатком этого метода является то, что он не позволяет определить значение J_C . Метод определения J -интеграла удобный для определения вязкости разрушения вязких материалов пониженной прочности в последние годы интенсивно развивается.

Как и K_{IC} критические значения J -интеграла (J_C) определяют на плоском образце прямоугольного сечения с краевой трещиной при испытании на внецентренное растяжение и на прямоугольном образце с надрезом и предварительно выращенной усталостной трещиной при испытании на трёхточечный изгиб с записью диаграмм «нагрузка – смещение» $P-\delta$ или «нагрузка – прогиб» $P-f$. Существуют несколько методик определения J_C . Наиболее распространенными из них являются методика экспериментальной регистрации старта трещины [74,75], методика экстраполяции начального участка зависимости $J-\Delta l$ к нулевому подросту трещины [63,76], методика по максимальной нагрузке на диаграмме $P-f$ «нагрузка – прогиб» [73,76].

В случае плоского деформированного состояния существует связь между характеристикой K_C и J_C , описываемая формулой:

$$J_C = K_C^2(1-\mu^2)/E \quad (6)$$

Где E – модуль упругости, МПа;
 μ – коэффициент Пуассона.

Эта зависимость удобна для определения параметра критического коэффициента интенсивности напряжения (по величине J -интеграла) путем испытания в упругопластической области разрушения образцов относительно малых размеров, несоответствующих требованиям, регламентированным в нормативных документах при определении K_{IC} [8].

Однако строгого теоретического обоснования критерия разрушения J -интеграла J_C не имеет и следовательно, требует еще дальнейшее развитие для совершенствования методик его определения с учетом всех методических особенностей эксперимента. Кроме того, энергетический критерий не позволяет определить трещиностойкость с привязкой к структуре металла (аномалиям ее строения) т. к. J -интеграл есть некоторая интегральная характеристика сопротивляемости разрушению, что затрудняет выдачу конкретных рекомендаций, направленных на повышение уровня вязкости материала.

В этой связи, наряду с оценкой J -интеграла Черепанова-Рейса отдается предпочтение НЛМР, основанной на определении деформационной характеристики трещиностойкости металлов - критического значения величины раскрытия в вершине трещины (Сокращенное название КРТ или CTOD – crack tip opening displacement) δ_c . Это критерий особо удобен для оценки трещиностойкости вязких материалов низкой и средней прочности, разрушение которых сопровождается большей пластической деформацией и как в следствие приводит к некорректной оценке параметра K_{IC} [77-81]. Экспериментально определение δ_c посвящены многочисленные работы [82-84].

Концепцию δ_c впервые выдвинул профессор Белфастского университета Уэльс, который предлагал положение о существовании зависимости между началом неконтролируемого развития трещины и критическим (максимальным) раскрытием δ свободных берегов у вершины трещины. Этот критерий определяет предельное состояние упругопластического тела с трещиной как момент, когда раскрытие трещины достигает критического значения δ_c (расстояние между двумя точками, расположенными симметрично на противоположных берегах трещины непосредственно у затупившегося при пластической деформации конца трещины).

Обычно для оценки КРТ используется теоретическая модель Леонова – Панасюка – Дагдейла, которая приведена на рисунке 8. Согласно этой модели, трещина переходит в стадию спонтанного неконтролируемого распространения тогда, когда выполняется условие $\delta \geq \delta_c$.

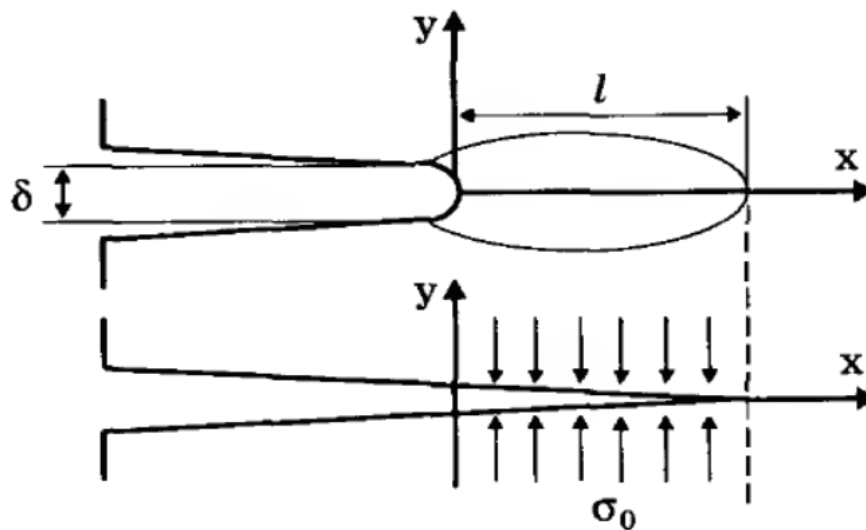


Рисунок 8 – Модель КРТ δ_c

Существует математический метод конечных элементов, основанный на процессе моделирования для определения δ_c . Однако при этом не учитывается масштаб неоднородности структуры, и это может быть причиной понижения достоверности полученных результатов [85,86].

КРТ определяют на образцах с уже выращенной трещиной при испытании на трехточечный изгиб и внецентренное растяжение [63,87]. Типы и размеры образцов подлежат строгой регламентации. δ_c определяется соотношением (7), связанным относительного перемещения краев трещин при ее вершине и раскрытия трещины на открытом конце, исходя из классической модели, предполагающей, что раскрытие берегов трещины происходит путем вращения ее берегов относительно некоторого центра (рисунок 9) [77]. При этом полагается что, берега трещины остаются прямыми.

$$\delta_c = \frac{V_c}{1 + n \frac{l+z}{B-l}} \quad (7)$$

где V_c – перемещение берегов трещины, соответствующее критическому моменту ее распространения;

n – коэффициент вращения, характеризующий положение оси вращения берегов трещины по высоте образца.

l – длина усталостной трещины с надрезом, мм;

B – высота образца, мм.

z – расстояние от места установки нижнего датчика до образца, мм;

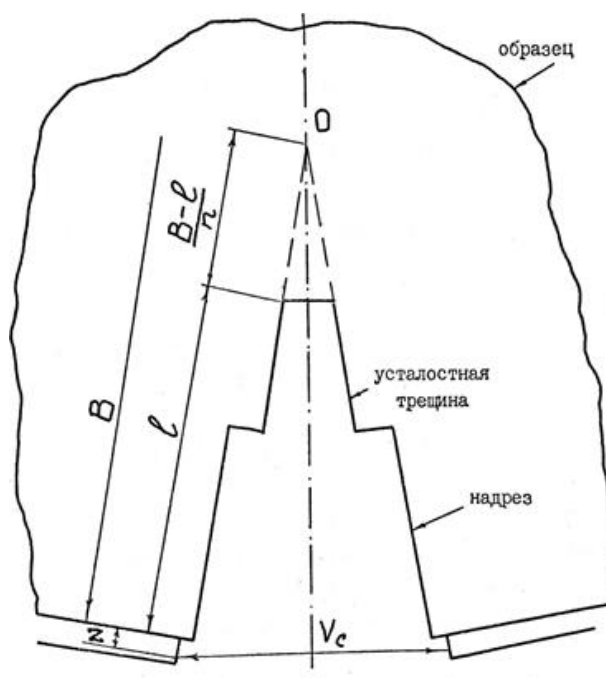


Рисунок 9 – Схема определения КРТ

Как видно из формулы, для получения δc необходимо определить два неизвестных параметра. Первым из которых является коэффициент вращения n . Следует n определить экспериментальным путем. Для этого предварительно надо найти центр вращения. В многих случаях определение n было затруднено в связи со сложностью измерения раскрытия трещины, особенно при малых смещениях ее берегов. За критический момент (момент старта трещины) обычно принимают момент достижения максимальной величины нагрузки поскольку в этот момент материал теряет несущую способность и тогда можно считаться критическими.

В ряде работ [53,88-92] показано что, применение тонких методов исследования, например, фрактографии и акустической эмиссии (АЭ) как прямые методы наблюдения кинетики распространения трещины существенно повысило точность определения критического момента неустойчивого роста трещины и в результате повысить эффективность и достоверность метода определения КРТ. Кроме того, полученное значение КРТ не зависит от конфигурации и размера образца. Это позволяет определять вязкость разрушения на образцах относительно малых размеров и указывает на необходимость дальнейшего совершенствования методики определения КРТ.

Очевидно, что дальнейший прогресс нелинейной механики разрушения, в частности, методов определения КРТ δc и J -интеграла должен основываться на углубленном изучении физических представлений о механизме развития трещины с использованием тонких методов исследования, например метода акустической эмиссии.

1.5.3 Исследование кинетики разрушения методом акустической эмиссии

Исследование кинетики процесса деформации и разрушения материалов занимает особое место при оценке вязкости разрушения. Среди методов регистрации зарождения и развития трещины наиболее эффективным и чувствительным является метод акустической эмиссии (АЭ).

Метод АЭ как метод неразрушающего контроля основан на регистрации и анализе акустических излучений упругих колебаний ультразвукового диапазона в твердых телах, сопровождающих процессы деформации и разрушения материалов, а также процессы фазовых превращений. К числу источников АЭ в металлических металлах относятся такие физические процессы как: пластическая деформация двойникованием [93], разрушение зерен путем сдвига, движение дислокаций [94-96], образование и рост трещины [97], разрушение включений, мартенситное превращение... Волны упругих колебаний, генерируемых этими источниками, распространяются в материале и передаются до пьезоэлектрического преобразователя (датчика), где механические сигналы АЭ превращаются в электрические сигналы (серия затухающих колебаний). Электрические сигналы эмиссии, преобразуемые датчиком, усиливаются, регистрируются специальной аппаратурой и подвергаются дальнейшей обработке и анализу. Надо отметить, что с применением нескольких датчиков можно определять местонахождение источника сигналов АЭ. При этом важно создать цифровую аппаратуру АЭ высокого разрешения с нерезонансным демпфированным датчиком [98,99].

Метод АЭ является пассивным методом, т.к. физическое поле излучения возбуждается самими дефектом и диагностические сигналы являются лишь следствием процессов динамической локальной перестройки структуры материала, а измерительное устройство работает только в режиме приема сигналов АЭ. При исследовании акустической эмиссии наблюдается интересное явление, называемое эффект Кайзера, которое заключается в отсутствии акустической эмиссии в материале при повторном нагружении до уровня напряжений, не превышающего уровень предыдущей приложенной нагрузки. Такой характер изменения (невоспроизводимости) сигналов АЭ характерен для различных металлов и многих горных пород и может быть использован для определения величины максимальных напряжений, оказавших воздействие на конструкцию.

В настоящее время для изучения кинетики разрушения наиболее часто используются следующие основные параметры АЭ [100]: пиковая амплитуда АЭ (тесно связана с энергией излучения), энергия АЭ (энергия, выделяемая источником АЭ и переносимая волнами, возникающими в материале), счет АЭ, суммарный счет, амплитудное распределение, уровень дискриминации, интенсивность потока, число импульсов [91]. С помощью метода АЭ

определяют температуру перехода вязко-хрупкого разрушения, используя обстоятельство того, что скачкообразное увеличение пиковой амплитуды АЭ при одинаковых размерах трещин соответствует переходу от вязкого разрушения к хрупкому [101-103].

Регистрируемые сигналы АЭ условно разделяются на 2 типа: непрерывный импульс малого уровня и дискретный импульс взрывного характера. Непрерывная АЭ – непрерывное волновое поле, которое появляется в случае число элементарных источников АЭ велико, а их мощность мала, слабые сигналы перекрывают друг друга и очень похожа на фоновый шум. Она вызывается пластической деформацией, которая происходит при малых напряжениях. Дискретная АЭ состоит из неперекрывающихся различных высокоэнергетических импульсов АЭ с амплитудой, превышающей уровень шума и наблюдается периодически. Она связана с процессом двойникования и скачкообразного роста трещин.

Метод АЭ имеет особое преимущество перед другими методами, которое заключается в его высокой чувствительности. Минимальный размер трещины, от которых регистрировались импульсы акустической эмиссии, составляет ≈ 10 мкм, что на порядок выше чувствительность других обычных методов неразрушающего контроля (например, ультразвуковой и магнитный методы) [98,104]. Благодаря чему он широко используется во многих работах в качестве метода неразрушающего контроля и в качестве эффективного метода физических исследований [103,105,106]: для регистрации элементарных актов деформации, образования и развития трещины, в частности, при испытаниях на вязкость разрушения (K_{IC} , J_{IC} , δc); выделения и анализа механизмов разрушения. При этом важно определить момент старта трещины, изучать кинетики ее распространение для выработки принципов подхода к определению трещиностойкости. Показано что, характер АЭ определяется характером разрушения, что позволяет изучать механизмы и кинетику различных видов разрушения по измерению акустической эмиссии.

Высокая чувствительность АЭ к процессам микрорастрескивания позволила обнаруживать зарождение хрупких микроскопических трещин размером 30-40 мкм при испытаниях закаленных сталей на замедленное разрушение, что с помощью традиционных механических испытаний невозможно [107]. В работе [108] предлагалось использовать метод АЭ по измерению суммарной АЭ для определения объема пластической зоны в вершине трещины и в результате повышалась достоверность оценки КИН.

При оценке вязкости разрушения по энергетическому критерию разрушения было показано что, существует взаимосвязь потока упругой энергии в вершину раскрывающейся трещины (J -интеграл) с энергией упругих волн, испускаемых при движении трещины (мощность сигналов АЭ) [109]. Это основа для перспективной разработки прямого АЭ метода определения J -интеграла.

1.6 Выводы по аналитическому обзору литературы

В литературном обзоре были рассмотрены различные виды разрушения, их механизмы протекания и факторы (структурные и металлургические), контролирующие разрушение конструкционных сталей. Неоднородность разномасштабных структур является одним из важнейших факторов, определяющих разрушение. В процесс разрушения сталей участвует весь диапазон масштабов структуры – это дендритная фигура, НВ разного типа и микроструктура сталей. Разнообразное проявление технологической наследственности приводит к формированию неоднородности структуры стали, и, как в результате, существенно влияет на степень неоднородности механических свойств металлопродукции. Для более точного изучения влияния неоднородности на разброс вязкости разрушения материала нужна разработка, как методика описания, так и на их основе выработать критерии неоднородности структуры, обеспечивающей заданную вязкость стали. В этой связи эффективным может оказаться применение цифровых процедур измерения морфологии структур и изломов, однако он не получил еще массового распространения в металлургической практике, в т.ч. в связи с отсутствием должного внимания к вопросам, связанным с его метрологическим обеспечением.

Вязкость разрушения материалов является важнейшей характеристикой материала. Для ее оценки широко используют критический коэффициент интенсивности напряжения K_{IC} (в рамках линейной механики разрушения). Главным недостатком линейной механики разрушения является необходимость использования образцов больших размеров, удовлетворяющих условиям плоской деформации, а также мощной испытательной техники для проведения испытания. В последнее десятилетия для определения трещиностойкости вязких материалов малой и средней прочности получили развитие методы нелинейной механики разрушения (критерий δ_c и J -интеграл). При оценке вязкости структурно-неоднородных материалов с использованием J -интеграла может быть менее предпочтительным, т.к. это некоторая интегральная характеристика сопротивляемости разрушению и не позволяет определить вязкость с привязкой к структуре металла, что затрудняет выдачу конкретных рекомендаций, направленных на повышение уровня трещиностойкости материала.

Предлагаемые стандартные подходы в полной мере не учитывают кинетику развития трещины, геометрию ее раскрытия, вследствие этого физически недостаточно обоснованы. В этой связи получаемые оценки вязкости могут оказаться не вполне корректными. Отсюда вытекает необходимость дальнейшего совершенствования методики определения вязкости разрушения для повышения достоверности полученных результатов. Очевидно, что дальнейший прогресс механики разрушения должен основываться на углубленном изучении

физических представлений о механизме развития трещины с использованием тонких методов исследования, таких как метод АЭ и количественный фрактографический анализ.

1.7 Постановка задач исследования

Для решения поставленной задачи работы решались следующие **основные задачи**:

- разработка компьютеризированных процедур измерения геометрии разномасштабных структур и разрушения на макро-, мезо- и микромасштабных уровнях наблюдения.
- накопление представительной статистики данных о морфологии структур и изломов конструкционных сталей различного сортамента, взаимосвязи их строения;
- определение возможности прогноза разрушения конструкционных сталей на основе результатов измерения неоднородности строения структуры;
- оценка возможности применения параметров нелинейной механики разрушения: критического раскрытия трещины – δ_c и J -интеграла для определения трещиностойкости сталей с неоднородной структурой на основе измерения геометрии раскрытия трещины и мониторинга её распространения в процессе испытания;
- оценка неоднородности вязкости разрушения сталей 38ХНЗМФА(-Ш) и 15Х2НМФА на основе уточненных методов определения критического раскрытия трещины и J -интеграла с учетом кинетики подраста вязкого подраста трещины и анализа ее геометрии.

2 Материал и методика исследования

2.1 Материалы исследования

В данной работе в качестве объектов исследования были выбраны конструкционные стали следующих марок: среднеуглеродистая улучшаемая сталь для крупных изделий 38ХНЗМФА(-Ш), прокат из стали 40Х2Н2МА, сталь для корпусов атомных реакторов 15Х2НМФА и низкоуглеродистая низколегированная сталь 16Г2АФ, полученные по общепринятым технологиям [28]. Химический состав исследуемых сталей соответствовал требованиям нормативных документов (таблица 1). Режимы термической обработки представлены в таблице 2.

Таблица 1 – Химические составы исследуемых сталей

Сталь	Массовая доля элементов, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu
38ХНЗМФА	0,41	0,22	0,22	0,020	0,020	0,87	3,32	0,58	0,14	0,03
38ХНЗМФА-Ш	0,41	0,29	0,33	0,010	0,006	0,98	3,12	0,60	0,12	0,11
40Х2Н2МА	0,40	0,32	0,28	0,010	0,008	1,05	1,01	0,25	0,10	0,12
15Х2НМФА	0,17	0,47	0,29	0,009	0,014	2,24	1,34	0,51	0,09	0,05
16Г2АФ	0,17	1,5	0,4	0,015	0,010	0,20	0,10	-	0,09	0,10

Таблица 2 – Режимы обработки исследуемых сталей

Марка стали	Сортамент	Режим термической обработки
38ХНЗМФА(-Ш)	Поковка, прокат	$T_{\text{норм}} = 915 - 925 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{зак}} = 850 - 870 \text{ }^{\circ}\text{C}$; 3,5 – 4,5 ч, охлаждение через воду в масло и двукратный отпуск ($520 \text{ }^{\circ}\text{C}$; 3,5 ч + $540 \text{ }^{\circ}\text{C}$; 6 ч, охлаждение на воздухе).
40Х2Н2МА	сорт	$T_{\text{норм}} = 850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 2,0 ч. $T_{\text{зак}} = 850 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч.; $T_{\text{отп}} = 570 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч
15Х2НМФА	поковка	$T_{\text{зак}} = 920 \text{ }^{\circ}\text{C}$, вода + $620 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 25 ч + $650 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 20 ч.
16Г2АФ	лист	$T_{\text{зак}} = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{отп}} = 640 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Параметры вязкости разрушения исследуемых сталей (K_{IC} , δ_C , J_C) оценивались при испытании на трёхточечный изгиб образцов плоской прямоугольной формы (15×20×120 мм) и (10×20×120 мм) с наведенной усталостной трещины из сталей типа 15Х2НМФА и 38ХНЗМФА по ГОСТ 25.506–85 и усовершенствованным в рамках настоящей работы методикам определения δ_C и J_C .

2.2 Методы металлографического исследования

Металлографические исследования (анализ неметаллических включений НВ, изучение микро-, макроструктуры, серного отпечатка по Бауману) проводились на заранее подготовленных шлифованных и полированных шлифах. Металлографические шлифы были вырезаны из образцов на растяжении и на трёхточечный изгиб, после чего шлифовались и полировались на специализированном станке Buehler AutoMet 250. Цифровые изображения разнородных структур получились с помощью микроскопа AxioLab Observer D1m Carl Zeiss при увеличении $\times 50 \div 1000$.

Загрязненность сталей НВ наблюдали на полированных шлифах без травления под световым микроскопом. Микроструктуры исследуемых сталей - после травления, проводимого в 3% растворе азотной HNO_3 в спирте. Время травления меняется от нескольких секунд до минуты и подбирается экспериментально в зависимости от конкретных марок сталей [110]. Оптимальность травления контролировалась просмотром протравленного шлифа в оптическом микроскопе. Микроструктура оценивалась по ГОСТ 8233-56 [42].

Распределение серы (ликвацию серы) в металле (в масштабе темплета и образца) определяли по методу Баумана, согласованному ГОСТу 10243-75 [111]. Серные отпечатки (СО) получали на бромосеребряной фотографической бумаге (фотобумага), после чего сканировали при максимальном разрешении – 2400 dpi.

Последующим этапом металлографического исследования является анализ макроструктуры сталей (дендритной структуры). Она изучалась после глубокого травления в течение от 45 мин до 1 час в 50% водном растворе соляной кислоты HCl при нагреве до температуры 80 °С. После чего протравленный образец сканировали для получения цифрового изображения макроструктуры и дальнейшего исследования.

Цифровое изображение структур исследуемых сталей обрабатывались с помощью программного обеспечения ImageExpert Pro 3 и ImageJ.

Размещение однотипных объектов точечной природы определяли разбиением изображения на полиэдры Вороного [112].

2.3 Фрактографический анализ

Фрактографический анализ проводили на дне макрохрупкого квадрата ударных образцов с U- и V-образным надрезом по ГОСТ 9454-78, разрушенных при температуре 20 °С, с помощью СЭМ HITACHI S-800 и TESCAN VEGA3 при увеличениях $\times 200 \div 1500$. Анализировали поверхность излома на дне макрохрупкого квадрата (общая площадь не менее

2,0 мм²). Фотографии поверхности рельефа образцов были сделаны с помощью цифровой камеры AGFA 1280 с ПЗС – матрицей. Оценивался качественный вид излома, тип разрушения. Практически все изломы ударных образцов, испытанных при комнатной температуре, были вязкими.

Также поверхность излома исследовали методами лазерной профилометрии, обеспечивающей получение карт высот рельефа излома на дне макрорупкого квадрата, с шагом до 2 мкм по двум координатам и реконструированных 3D-моделей изломов при помощи комплектующего модуля к оптическому микроскопу, позволяющего получить 3D-изображения рельефа изломов для изучения кинетики распространения трещины.

2.4 Испытания на вязкость разрушения

Оценку трещиностойкости проводили с использованием критерий нелинейной механики разрушения – критическое раскрытие трещины (КРТ) – δ_c и J -интеграл Черепанова – Райса т.к применение силового критерия – K_{IC} получил ограниченное распространение для вязкого разрушения из-за значительного развития пластической деформации в процессе разрушения образцов.

КРТ – расстояние между берегами трещины в ее вершине и определяется соотношением (7). Коэффициент вращения n определяется формулой:

$$n = (B - l)/(L - l - z) \quad (8)$$

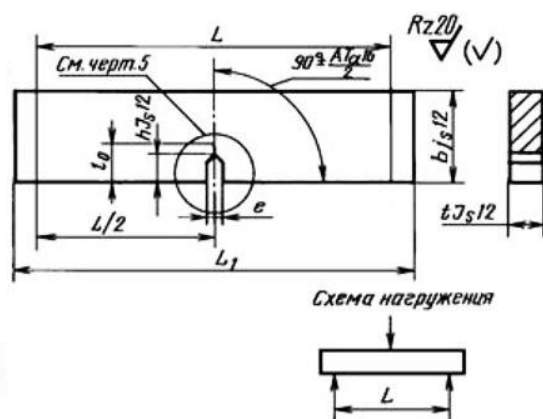
где B – высота образца;

z – расстояние от места установки нижнего датчика смещения до образца;

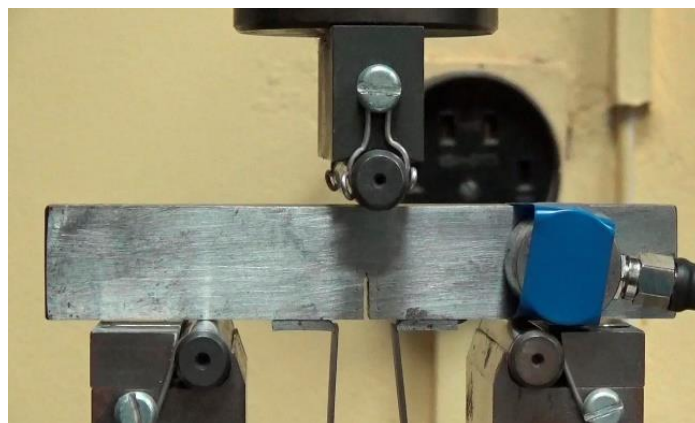
l – длина усталостной трещины с надрезом;

L – расстояние от поверхности образца до центра вращения берегов трещины.

Испытания на трехточечный изгиб проводились по действующим ГОСТ 25.506–85 на испытательной машине Instron 150LX с применением плоских образцов прямоугольного сечения (15×20×120 мм) и (10×20×120 мм) с надрезом и предварительно выращенной усталостной трещиной из сталей 38ХНЗМФА и 15Х2НМФА. В процессе испытания производилась синхронная запись диаграммы нагрузки, раскрытия берегов трещины (с помощью консольных датчиков смещения тензорезисторного типа) и сигналов акустической эмиссии АЭ (рисунок 10). Испытания проводились при комнатной температуре при следующих параметрах: скорость нагружения 0,5 мм/мин; расстояние между опорами – 80 мм.



а)



б)

Рисунок 10 – Образец и схема испытания по ГОСТу 25.506–85 с применением метода АЭ

а – образец на трехточечный изгиб; б – схема испытания

С целью оценки особенности кинетики развития трещины, в частности определение момента старта трещины и моменты, соответствующие скачкам трещины применялся метод акустической эмиссии. Для усиления и фильтрации сигналов АЭ использовался усилитель 2/4/6 производства Physical Acoustics. С помощью преобразователя АЭ (широкополосного датчика UT-100) на базе платформы PXI, оборудования компании National Instruments и виртуальных приборов, созданных в среде графического программирования LabVIEW производилась запись и обработка сигналов АЭ.

Для изучения механизма распространения трещины, в частности для восстановления формы переднего фронта растущей трещины, помимо метода АЭ использовали фрактографический метод анализа, основанный на реконструкции 3D моделей изломов образца на трещиностойкость. Для этого на дне “макрохрупкого квадрата” излома анализировались 15 ÷ 30 профилей вдоль направления распространения трещины на длине реализации 3 ÷ 5 мм, каждая, шаг измерения – 10 мкм. Шаг между соседними профилями составил от 50 до 500 мкм (рисунок 11).

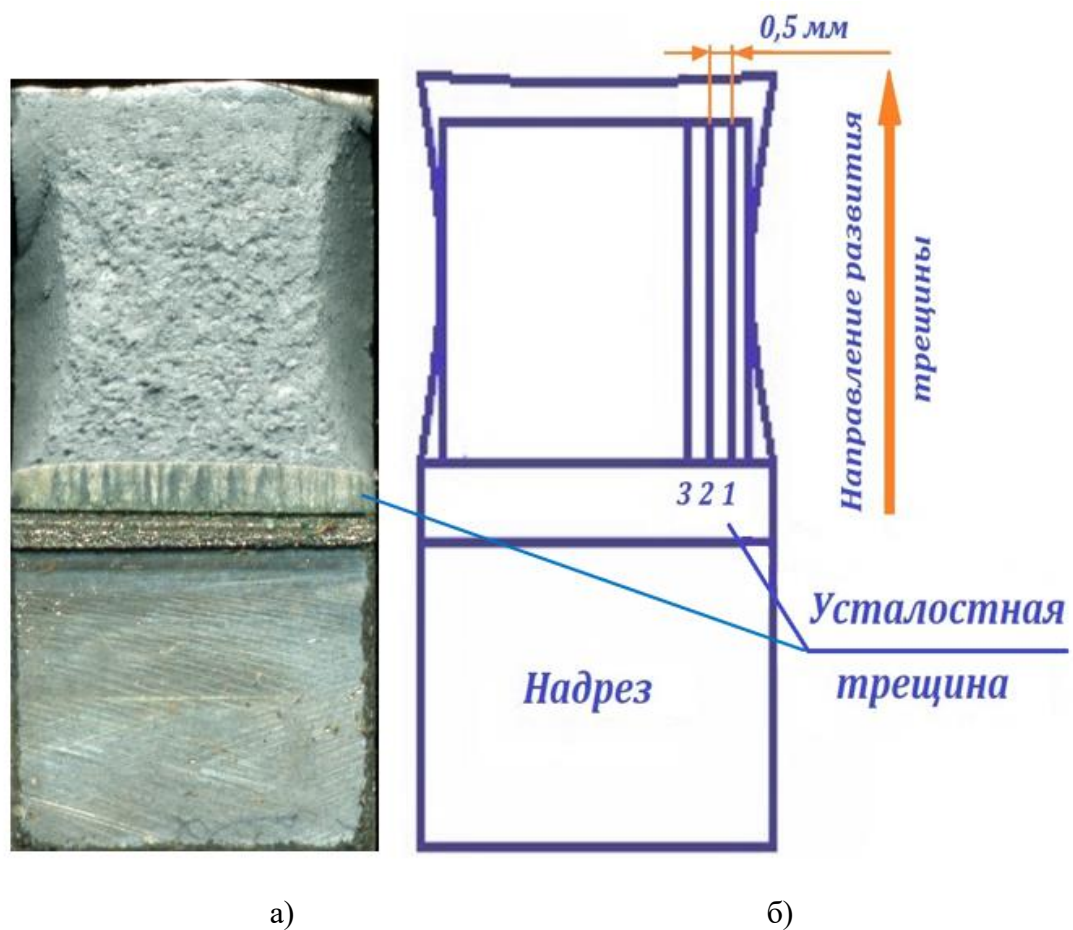


Рисунок 11 – Излом образца на трещиностойкость (сталь 38ХНЗМФА)
а – макроизлом; б – схема измерения профилей излома

Использование 3D-моделей изломов совместно с мониторингом процесса разрушения методом АЭ позволило повысить точность и надежность определения критериев вязкости разрушения (δ_c и J -интеграл).

3 Результаты и их обсуждение

3.1 Масштабы неоднородности разномасштабных структур и процедура обработки цифровых изображений структур и изломов

3.1.1 Оценка загрязненности сталей неметаллическими включениями

Изображения НВ были получены при увеличении $\times 50 \div 1000$. На рисунке 12 представлены изображения НВ исследуемых сталей. Для количественного анализа полученные изображения НВ были подвергнуты бинаризации и фильтрации. Были получены характеристики НВ, такие как площадь, средний диаметр, объемная доля и плотность распределения. Показано что, размер НВ варьируется в довольно широких диапазонах.

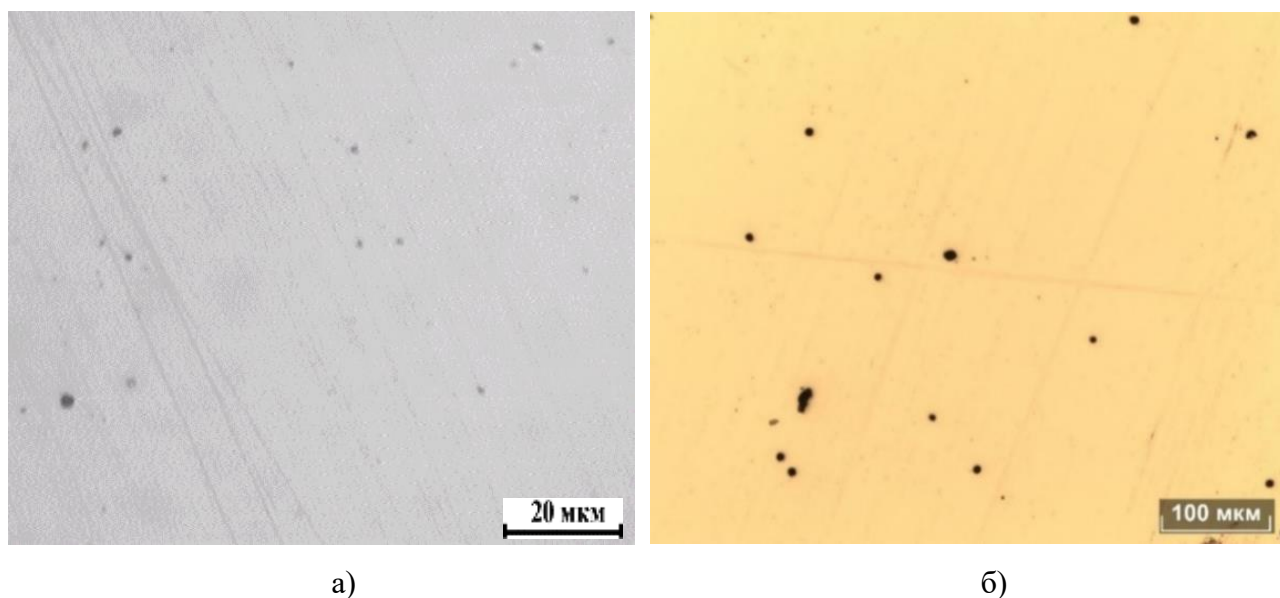


Рисунок 12 – Изображения НВ

а – сталь 16Г2АФ и б – сталь 38ХНЗМФА

Для обоснования принципа выбора порога фильтрации в работе было оценено изменение параметров НВ – их площадей s от уровней фильтрации. Результат этой оценки приведен в таблице 3 и 4.

Таблица 3 – Изменение параметров НВ от порога фильтрации

Сталь	Уровень фильтрации, мкм ²	Суммарная площадь включений, мкм ²	Средняя площадь включения $\langle s \rangle$, мкм ²	Средняя площадь полиэдров на кадре, мкм ²
38ХНЗМФА	0	5743	$12,7 \pm 0,9$	13643 ± 535
	1	5582	$16,9 \pm 1,1$	18463 ± 722
	2	5478	$19,8 \pm 1,3$	21612 ± 862
	3	5262	$22,6 \pm 1,4$	24834 ± 1017
	4	5188	$24,2 \pm 1,5$	27110 ± 1181
	5	5080	$26,3 \pm 1,6$	30160 ± 1379
15Х2НМФА	0	3874	$3,6 \pm 0,1$	6020 ± 121
	1	3619	$5,1 \pm 0,2$	8728 ± 224
	2	3286	$6,3 \pm 0,3$	11699 ± 341
	3	2869	$7,7 \pm 0,3$	15779 ± 524
	4	2509	$9,1 \pm 0,4$	20507 ± 787
	5	2080	$10,7 \pm 0,5$	26608 ± 1224

Показано что, оптимальным порогом фильтрации при определении характеристик НВ в исследуемых сталях является уровень фильтрации $s \leq 3$ мкм². Дальнейшие расчеты по НВ проводились при этом уровне фильтрации. Результаты количественной оценки НВ на анализируемой поверхности шлифа, площадью 237,47 мм² и 271,33 мм² для образцов из сталей 15Х2НМФА и 38ХНЗМФА соответственно приведены в таблице 5.

Таблица 4 – Влияние уровня фильтрации изображений НВ на изменение статистических характеристик распределения значений их площадей и характеристик загрязненности стали

Сталь	Уровень фильтрации, мкм ²	Коэффициенты асимметрии и эксцесса A_s / E_k	Объемная доля V, %
38ХНЗМФА	0	3,3 / 15,07	0,053
	1	2,71 / 12,53	0,049
	2	2,62 / 11,85	0,045
	3	2,59 / 11,63	0,039
	4	2,59 / 11,62	0,034
	5	2,61 / 11,70	0,028
15Х2НМФА	0	3,80 / 22,76	0,078
	1	3,51 / 18,89	0,076
	2	3,35 / 16,74	0,074
	3	3,20 / 15,18	0,071
	4	3,05 / 13,38	0,070
	5	2,97 / 12,08	0,069

Таблица 5 – Загрязненность исследуемых сталей неметаллическими включениями (минимальная площадь НВ s равна 3 мкм²)

Сталь	Средняя площадь включений $\langle s \rangle$, мкм ²	Максимальная площадь включения, мкм ²	Объемная доля частиц V, %	Плотность распределения ρ , шт/мм ²
38ХНЗМФА	13,0 ± 6,8	56	0,015	12
15Х2НМФА	6,3 ± 2,6	40	0,007	11

При оценке НВ, видно что, сталь 15Х2НМФА более чистая, чем сталь 38ХНЗМФА. Это может быть связано с различными особенностями технологии получения этих сталей. Значения объемной доли включений в сталях 15Х2НМФА и 38ХНЗМФА составляют 0,007% и 0,015% соответственно; НВ в первой более мелкие чем во второй. При этом плотности распределения НВ почти одинаковы (12 и 11 шт/мм² соответственно).

В частности критерий Колмогорова – Смирнова (К-С) показал свою эффективность перед параметрическим критерием Стьюдента при сопоставлении двух выборок результатов измерения (значения расстояний между соседними НВ для четырех полей зрения площадью не менее 80 мм² каждое 4 образца из стали 38ХНЗМФА площадью ~320 мм² каждый, при ×100) (таблица 6 - 7).

Таблица 6 – Экспериментальные значения критериев Колмогорова-Смирнова и Стьюдента, с риском 0,05 (другие уровни риска указаны в скобках)

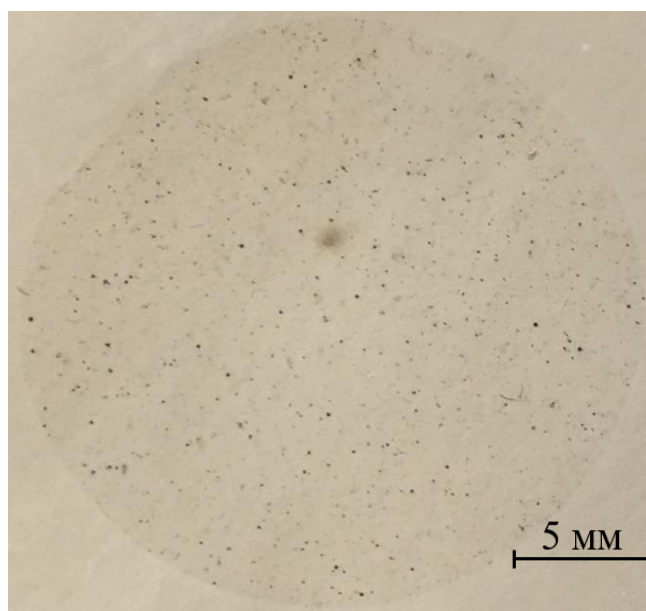
К-С					Стьюдент				
	1	2	3	4		1	2	3	4
Образец 1	1	5,57	2,52	1,85	1		11,79	5,43	2,59
	2	5,57		7,17	4,39	2	11,79		15,38
	3	2,52	7,17		3,28	3	5,43	15,38	
	4	1,85	4,39	3,28		4	2,59	9,09	7,12
Образец 2	1		1,85	1,2 (0,15)	3,01	1		3,95	0,73 (>0,5)
	2	1,85		2,69	1,69	2	3,95		4,90
	3	1,2 (0,15)	2,69		3,85	3	0,73 (>0,5)	4,90	
	4	3,01	1,69	3,85		4	6,70	2,84	7,82
Образец 3	1		1,65	1,66	2,43	1		1,88 (0,1)	0,97 (0,35)
	2	1,65		1,1 (0,2)	2,19	2	1,88 (0,1)		0,88 (0,4)
	3	1,66	1,1 (0,2)		2,26	3	0,97 (0,35)	0,88 (0,4)	
	4	2,43	2,19	2,26		4	4,93	2,87	3,77
Образец 4	1		2,01	1,93	2,98	1		3,19	1,16 (0,25)
	2	2,01		2,75	1,3 (0,1)	2	3,19		4,27
	3	1,93	2,75		3,09	3	1,16 (0,25)	4,27	
	4	2,98	1,3 (0,1)	3,09		4	4,63	1,43 (0,2)	5,67

Таблица 7 – Экспериментальные значения критерия Колмогорова-Смирнова при сравнении двух выборок результатов измерения (значения расстояний между соседними НВ для четырех образцов из стали 38ХНЗМФА площадью ~320 мм² каждый, при ×100)

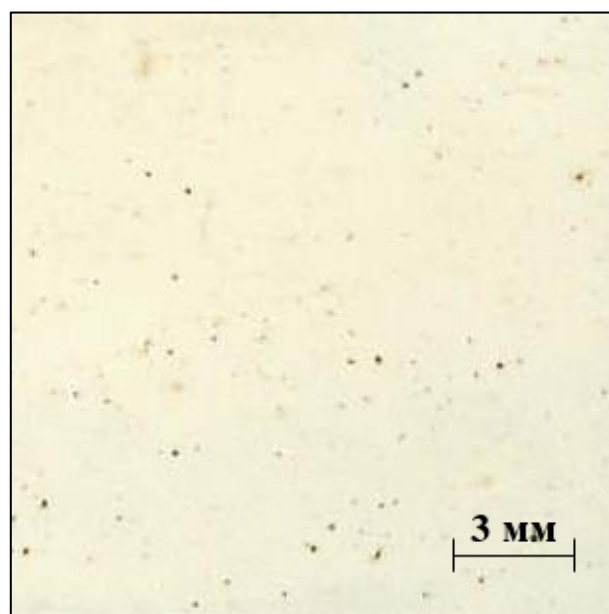
	Образец 1	Образец 2	Образец 3	Образец 4
Образец 1		28,31	12,07	8,01
Образец 2	28,31		15,4	25,83
Образец 3	12,07	15,4		5,56
Образец 4	8,01	25,83	5,56	

Различие в статистике размещения НВ (в масштабах стандартных образцов) делает возможным получение противоположных результатов при проверке гипотез на основе критериев классической и непараметрической статистик. То есть при сравнении двух выборок без учета статистики распределения при помощи критериев классической статистики можно получить не корректные результаты. Очевидно что, в таком случае применение критерия К-С, не зависящего от вида распределения является предпочтительным, т. к. он более корректно оценивает различия между выборками.

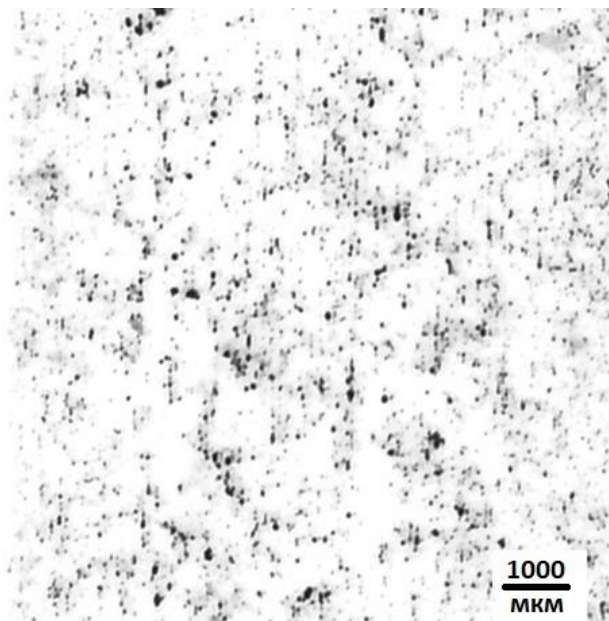
Загрязнённость сталей, в частности, размещение сульфидов в объеме также можно оценить по картинке серного отпечатка (СО), которая позволяет выявлять ликвацию серы. На рисунке 13 представлены изображения СО исследуемых сталей.



а)



б)



в)

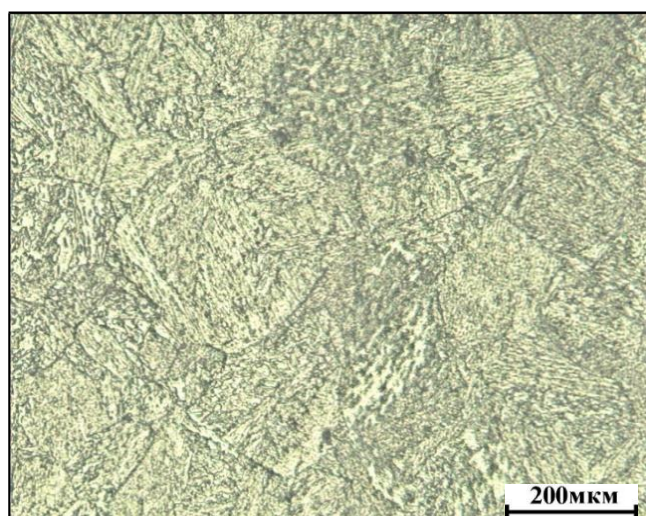
Рисунок 13 – Исходные изображения серного отпечатка по Бауману:

а - сталь 38ХНЗМФА; б - сталь 15Х2НМФА; в - сталь 16Г2АФ

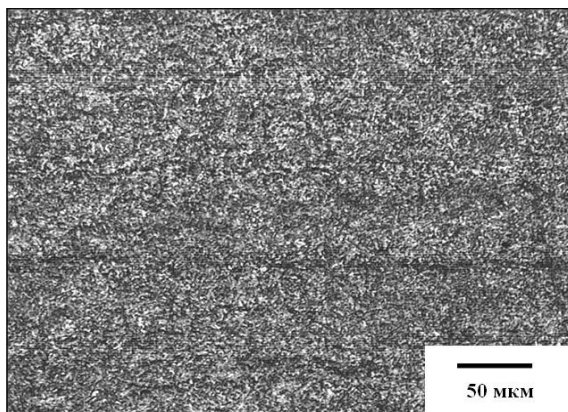
Был проведен количественный анализ характера СО после бинаризации, используя такие параметры как плотность распределения и объемную долю сульфидов. Плотность распределения сульфидов для стали 38ХНЗМФА составляет 0,6 шт/мм², объемная доля – 0,29 %; а для стали 15Х2НМФА плотность и объемная доля сульфидов соответственно 0,19 шт/мм² и 0,18 %.

3.1.2 Морфология разнородных структур исследуемых сталей

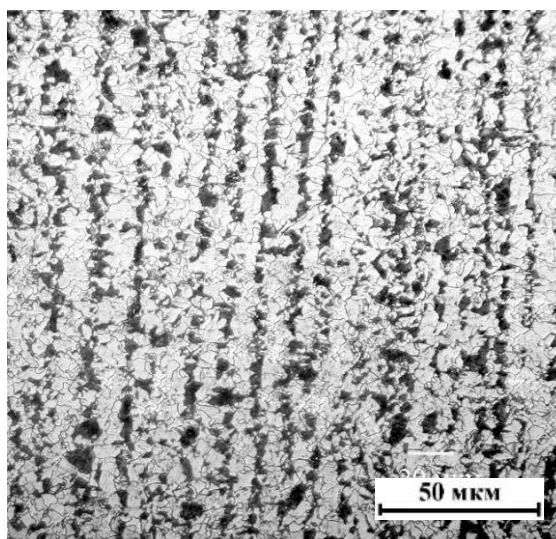
Микроструктуры исследуемых сталей приведены на рисунке 14.



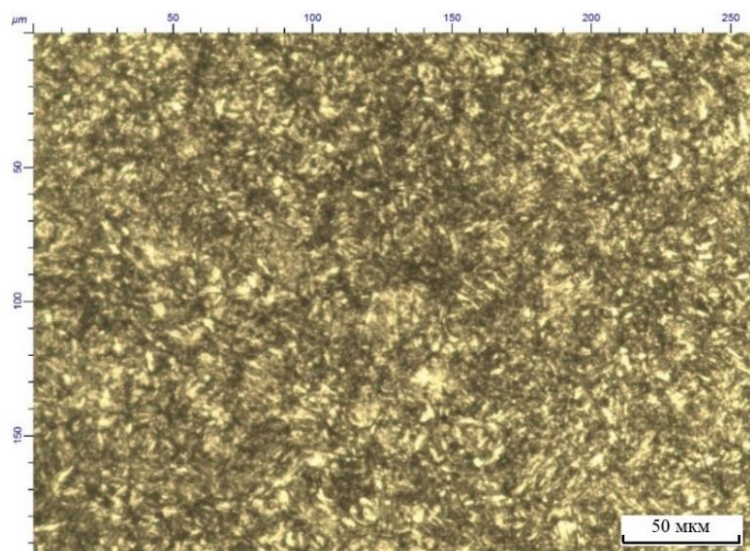
а)



б)



в)



г)

Рисунок 14 – Микроструктура исследуемых сталей

а – 15Х2НМФА; б – 40Х2Н2МА;

в – микроструктура стали 16Г2АФ после нормализации (феррит + перлит);

г – сталь 38ХНЗМФА

Как и следовало ожидать после окончательной термообработки, заключающей в закалке и высокой отпуске в структуре сталей 15X2НМФА и 38ХН3МФА наблюдается феррито-цементитная смесь бейнитного типа. При этом неоднородность микроструктуры в большой степени проявляется в стали 38ХН3МФА. Микроструктура стали 40Х2Н2МА – сорбит отпуска. Микроструктура стали 16Г2АФ представляла собой смесь перлита и феррита с выраженной полосчатостью.

Изображения макроструктуры исследуемых сталей представлены на рисунке 15.

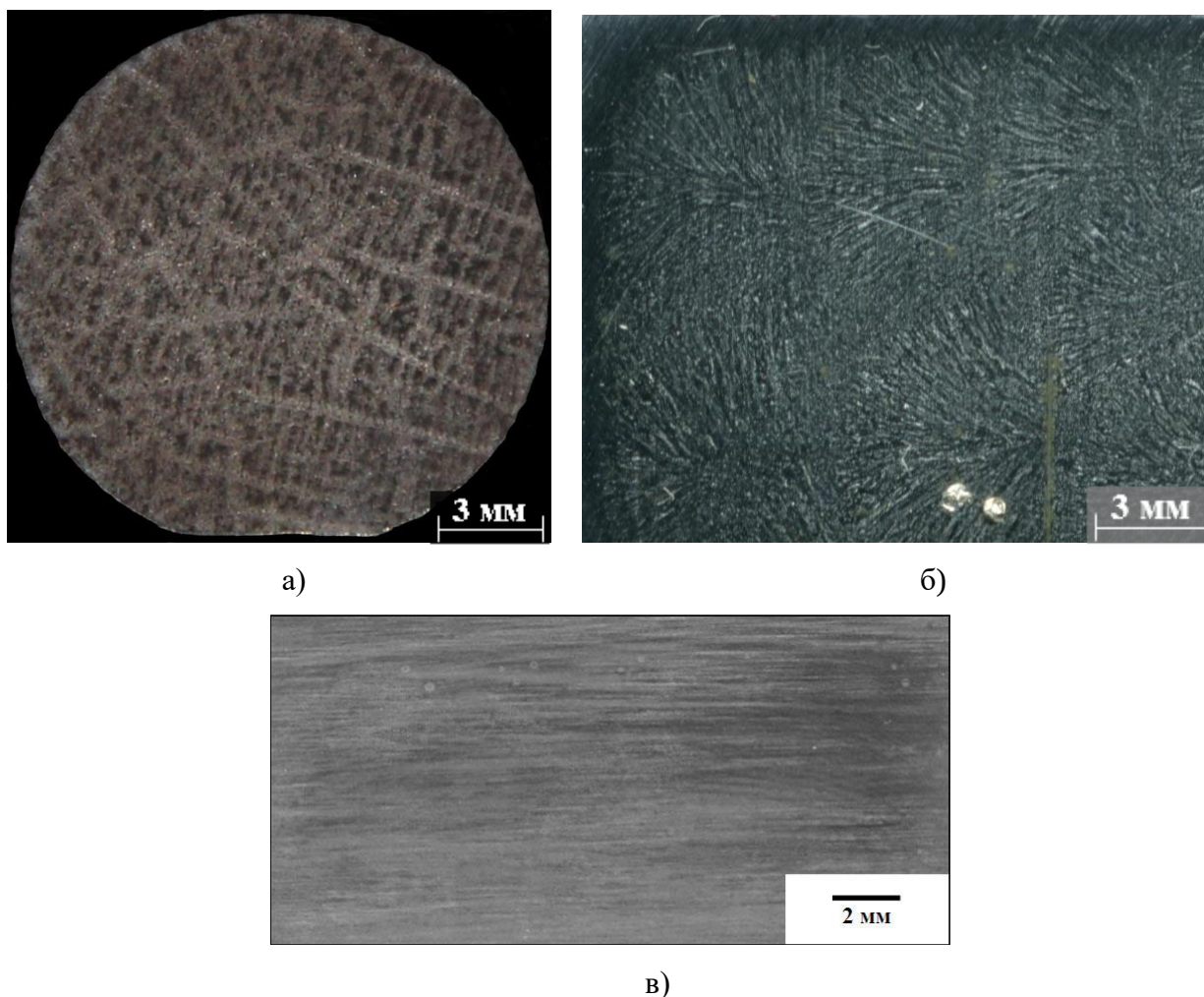


Рисунок 15 – Макроструктура исследуемых сталей

а – сталь 38ХН3МФА; б – сталь 15Х2НМФА; в – сталь 40Х2Н2МА

Наблюдаемая дендритная структура стали 38ХН3МФА является более грубой, по сравнению со сталью 15Х2НМФА, при этом плотность дендритов в первой стали меньше, чем во второй, о том свидетельствуют значения их плотности: 3,0 и 6,1 шт/мм² соответственно. Структура стали 40Х2Н2МА была сильно ориентирована в связи с тем, что эта сталь подвергалась прокатке.

Наблюдаемая неоднородность разнородных структур (НВ, СО, микро- и макроструктуры) в исследуемых сталях может являться одной из причин неоднородности трещиностойкости металла. Это и подтверждает необходимость обработки изображений разнородных структур для их количественной оценки.

3.1.3 Процедура обработки цифровых изображений структур и изломов

Для обеспечения воспроизводимости получаемых результатов количественной оценки изображений, его необходимо предварительно обработать, применив обоснованные алгоритмы бинаризации и фильтрации. В основу выбора критериев бинаризации был положен анализ закономерностей формирования поля яркости изображений конкретных типов структур и учет особенностей их строения тех или иных типов структур, их поведения при деформации и разрушения. Это позволит выделить информативную часть изображения для последующего автоматического обсчета с использованием различного программного обеспечения. Для оценки неоднородности размещения неметаллических включений в поле зрения, а также темных пятен серного отпечатка и ямок вязких изломов использовалось разбиение изображения на полиэдры Вороного.

Всякое изображение (фиксируемое на цифровой матрице, негативе или позитиве) есть поле яркости $z(x, y)$ – однозначная функция координат на плоскости кадра в 256 оттенках серого, где светлые и темные участки отвечают той или иной структурной составляющей или элементу излома. Результат количественной оценки параметров геометрии структур будет напрямую зависеть от фильтрации (удаления шумов), выбора процедуры бинаризации (локальной или глобальной). Зачастую процедура бинаризации представляет собой подбор порога, разделяющего информативные объекты и шум. Выбор можно осуществить вручную путем просмотра изменений на изображении при варьировании порога с помощью различных программ (например, Image Expert Pro). Однако, при ручном подборе порога бинаризации затруднены воспроизводимость и сопоставимость результатов измерения, вследствие субъективного взгляда отдельного исследователя будет подходить к изображению по-своему. Избежать этого можно с использованием различных алгоритмов вычисления порога бинаризации [113].

Не исключено, что их применение может привести к различным результатам измерения геометрии структур. Для оценки этого обстоятельства были сопоставлены результаты измерения геометрических параметров однотипных элементов некоторых типичных структур, бинаризация которых была проведена с использованием нескольких, получивших достаточно широкое распространение процедур (как глобальных – действуют для всего изображения в

целом, так и локальных – применяются к отдельным его частям). Это были метод среднего, локального и Оцу, основанный на поиске наименьшего значения внутриклассовой дисперсии. Изображение в оттенках серого разбивается на классы, которыми в данном случае являются оттенки серого. По каждому оттенку от 0 до 255 проводится расчет дисперсии. Оптимальным будет являться порог с минимумом дисперсии. Считается, что данный метод хорошо работает на изображениях небольшого размера, из-за сложности расчета дисперсии изображений разрешением свыше 1000×1000 пикселей [114].

Однако применение этих критериев для типичных изображений структур показало (таблица 8), что различие получаемых в итоге геометрических характеристик структурных составляющих может быть весьма велико. Не исключено даже появление аномальных значений, так, в частности, получилось в случае применения – по среднему значению интенсивности яркости, при определении геометрических характеристик НВ.

Таблица 8 – Изменение параметров объектов изображений разнородных структур в сталях в зависимости от выбора метода бинаризации [115].

Тип структуры	Способ измерения	Параметры геометрии элементов структуры	Метод бинаризации		
			Среднего	Локального среднего	Оцу
Сохранившаяся литая структура	Метод секущих	Поперечник дендритов $d_{ср.}^*$, мкм	$7,6 \pm 1,0$ $154,8 \pm 7,1$	$1,5 \pm 0,1$ $589,5 \pm 35,7$	$6,1 \pm 0,8$ $512,6 \pm 25,9$
	Метод площадей	Объемная доля*, %	$\frac{59,6}{19,4}$	$\frac{63,9}{29,8}$	$\frac{66,6}{29,6}$
		Средняя площадь, мкм ²	$30,5 \pm 3,8$	$11,9 \pm 2,1$	$31,8 \pm 6,4$
		Количество объектов, шт	859	2355	920
		Средний периметр, мкм	11,7	9,7	14,3
		Ориентировка относительно заданного направления, град	6,2	7,0	4,0
Феррито-перлитная полосчатость в микроструктуре проката из низколегированной стали	Метод секущих	Ширина полос перлита, мкм	$3,0 \pm 0,5$	$1,2 \pm 0,1$	$3,1 \pm 0,5$
		Шаг полос перлита, мкм	$7,6 \pm 0,8$	$1,7 \pm 0,1$	$12,3 \pm 1,7$
НВ (поковки из легированной стали)	Метод площадей	Объемная доля, %	57,1	44,9	1,5
		Средняя площадь, мм ²	$0,006 \pm 0,001$	$0,019 \pm 0,002$	$0,025 \pm 0,002$
		Средний периметр, мм	$0,21 \pm 0,01$	$0,65 \pm 0,05$	$0,48 \pm 0,02$
		Плотность, шт/мм ²	103,1	23,6	0,6

* в числителе данные по структуре твердого сплава, в знаменателе – стали 38ХНЗМФА

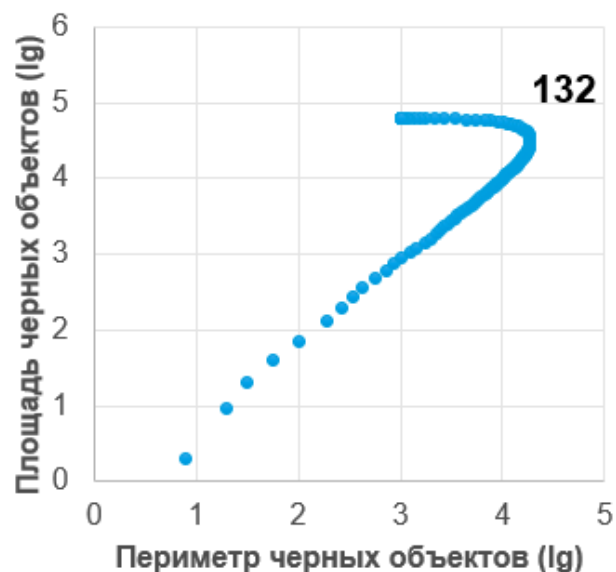
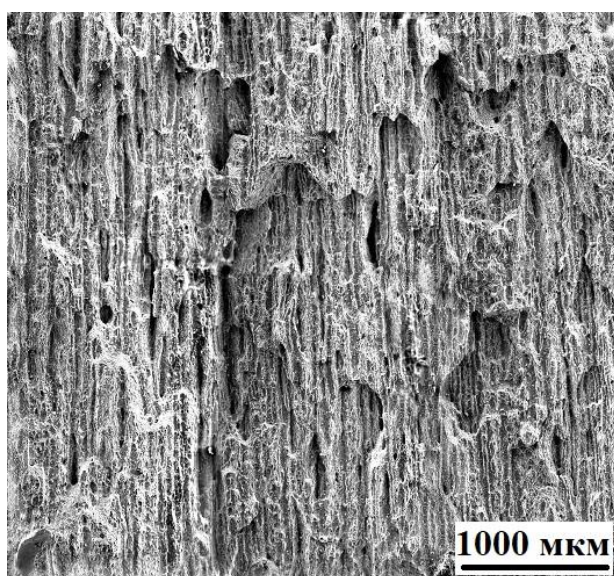
Отсюда следует, что необходим обоснованный выбор процедуры обработки изображения базируется на результатах анализа закономерностей формирования его поля яркости. Отсюда возможно определение оптимального метода и порога бинаризации. Процедуры фильтрации изображения могут отличаться для объектов различной природы.

Бинаризации часто предшествует первичная фильтрация, которую предваряет выравнивание освещенности изображения. Для удаления неравномерности освещенности, при необходимости, использовали линейный или нелинейную карту градиента. Очищенное от дефектов при необходимости изображение подвергалось процедуре бинаризации. Это обеспечивает возможность объективного выделения информативных структурных составляющих, частичного исключения стороннего шума. После бинаризации изображение представляло собой бинарную матрицу (состоит из пикселей двух оттенков), одним из элементов которой являлись искомые объекты исследования (могут быть неметаллические включения, дендриты, границы зерен), второй же будет являться фоном и закрашивать все, что не представляет интерес для исследования. Это упрощает автоматический анализ данных, поскольку бинаризация выстраивает строгие границы между объектами исследования и фоновым шумом.

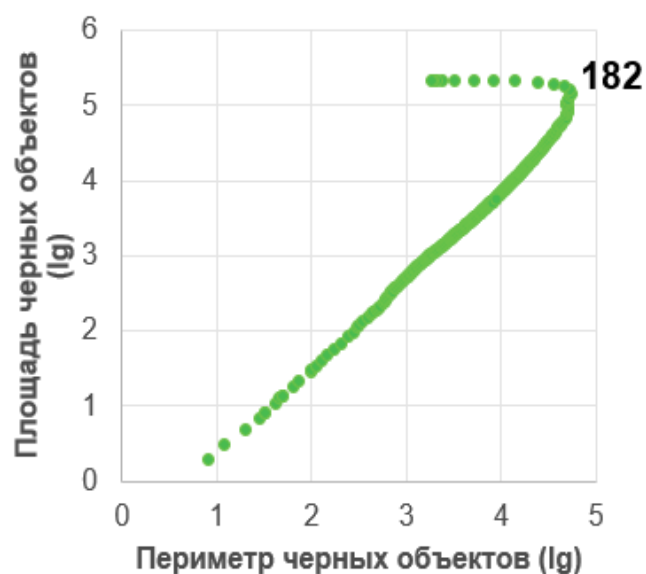
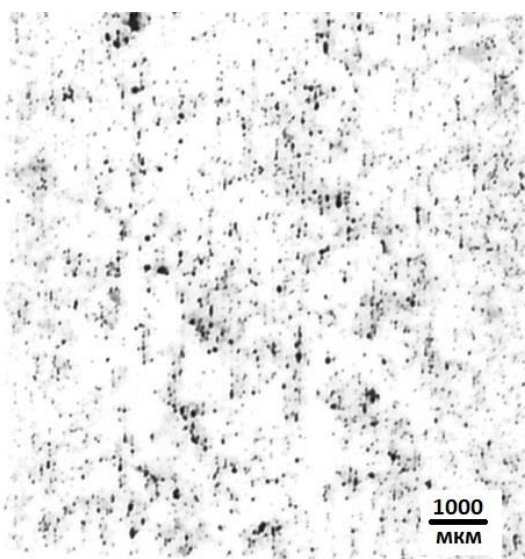
Для изображений с развитой структурой, где примерно равное соотношение светлых и темных фрагментов объектов, как, например, в дендритной структуре, такой анализ закономерностей формирования бинарной структуры показал, что при последовательном варьировании порога бинаризации с шагом, соответствующим одному уровню серого, через весь его диапазон (от 0 до 256) на графической зависимости площади дендритов F от их периметра P в логарифмических координатах наблюдается перегиб (рисунок 16-а). Линейный характер двух составляющих S – образной кривой указывает на самоподобность изображений структур, полученных при пошаговом изменении контраста. При достижении перегиба на кривой изменяется механизм формирования бинарного изображения, этому соответствует наибольшее совпадение бинарного и первичного изображения (по результатам визуального наблюдения).

Для структур с объектами различной природы (одно из их отличий – в уровне интенсивности яркости) на S –образной кривой может появиться несколько перегибов, что определяет различие в оптимальном уровне контраста для каждого из элементов структуры. В таких случаях эффективно применение метода мультиризации [116], что одновременно может заметно упростить процедуры дальнейшей фильтрации. Такой подход в ряде случаев позволяет нивелировать различия, связанные с неизбежным влиянием различных факторов, например, вариацией механизмов влияния травителя с металлом в связи с неоднородностью химического состава в различных областях структуры. Для решения проблемы фильтрации шумов

эффективным также оказалось сочетание процедур «эрозия - дилатация», проводимых с учетом имеющихся представлений о природе рассматриваемых изображений структур.



а)



б)

Рисунок 16 – Зависимость суммарных площади F объектов от их периметра P при последовательной смене порога бинаризации с шагом равным одному уровню серого на изображениях (в 256 оттенках серого) излома стали 16Г2АФ (а) и серного отпечатка (б)

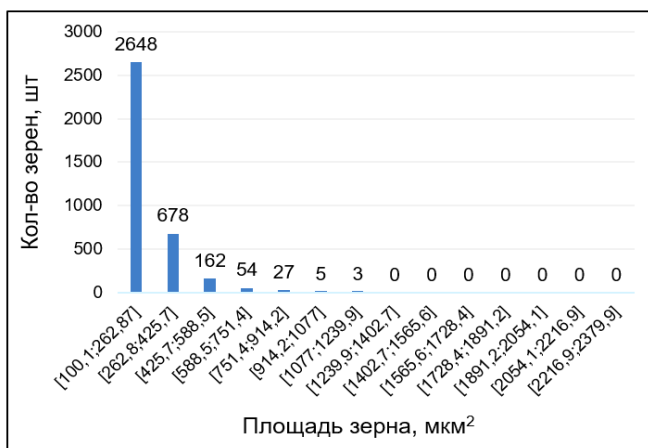
Предложенный подход обеспечил объективный выбор уровня бинаризации и фильтрации, что принципиально важно для получения воспроизводимых и сопоставимых результатов измерения геометрии строения структур. Поскольку такие процедуры фактически представляют собой несложные операции с матрицами, они достаточно просто были реализованы в распространенных программных средах класса Matlab, и Mathcad.

3.2 Статистика неоднородности разномасштабных структур и возможности стандартизации требований к структурам на основе внесения в их измерение количественной меры

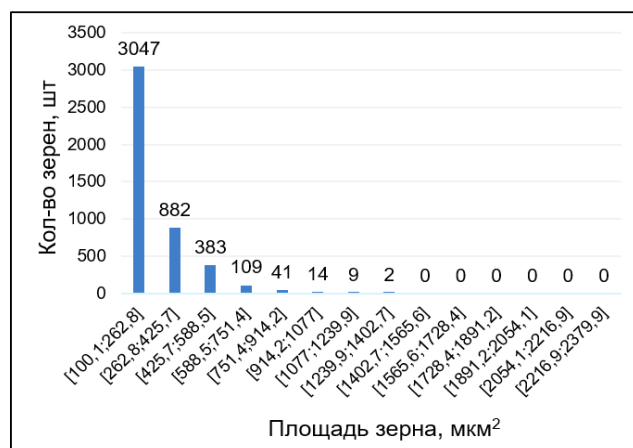
Уже достаточно давно стало понятно, что только «управление процессом по структуре» обеспечивает выход металла заданного качества. Отсюда интерес к контролю структур. Изображение структуры, как правило, представляет собой набор определенных элементов различной геометрии и комбинации их совместного расположения. Так, например, для доэвтектоидной стали это феррито-цементитная смесь, возможное различие морфологии которой определяется размерами отдельных её составляющих, их формой и пространственной конфигурацией. Отсюда и широкая вариация свойств (включая возможный выход за пределы их поля допуска), например, вследствие различий в форме и размерах частиц цементита сорбита отпуска и сорбита, полученного в результате его охлаждения непосредственно из аустенита. Обычно различие морфологии номинально однотипных структур – результат наличия широкого пучка траекторий технологического процесса в пределах поля допуска технологии [28]. Разнообразие механизмов технологической наследственности (закономерности эволюции структур и дефектов от процесса выплавки до финишной термической обработки) приводит к различию в строении структур и связанному с этим разбросу свойств.

Ранжировка разномасштабных структур обычно проводится их сравнением с эталонными шкалами, такое опознавание структур «на глаз» дает, например, «номер» или «балл зерна» N. Цифровизация обеспечивает возможность массовых измерений строения различных структур, в т.ч. с привязкой к шкалам эталонных структур [например, 117, 118]. Это возможность не только объективно оценить масштаб структуры, но и внести в их измерения количественную меру, например, определить средние значения размеров отдельных составляющих структуры и соответствующие ошибки или свернуть все полученные значения геометрии структуры в один показатель.

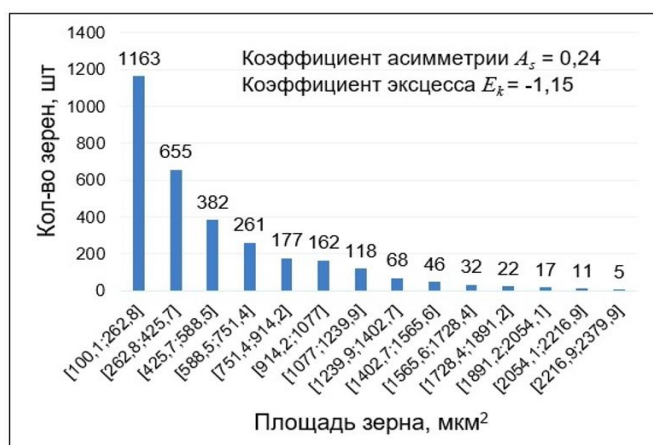
Важно, что для реальных структур наблюдалось различие статистических характеристик распределения экспериментальных значений результатов измерения элементов структур. В частности, для изображений зерна аустенита стали 40X2H2MA после закалки с 850, 950 и 1050 0С (выдержка 1 час), их распределение по размерам (в пределах номера – по ГОСТ 5639-82) отличается от нормального (рисунок 17), этому соответствовало и различие статистических характеристик распределений, для различных номеров зерна значения коэффициентов асимметрии и эксцесса варьировались в пределах от 2,19 до 1,57 и 6,82 до 2,36 соответственно (таблица 9).



а)



б)



в)

Рисунок 17 – Распределение зерна аустенита стали 40X2H2MA по размерам после аустенитизации при различных температурах, выдержка 1 час.
а – 850 °C; б – 950 °C; в – 1050 °C

Таблица 9 – Статистические характеристики распределения зерна аустенита по размерам, сталь 40X2H2MA после различных температур аустенитизации Т при выдержке в течение 1 ч. [115].

Т, °C	Коэффициент		Экстремумы выборки значений площади зерен X , мкм ²		Размах, $\Delta = X_{\max} - X_{\min}$, мкм ²	$X \pm S$, мкм ²	Количество зерен на 1 мм ² шлифа	Номер зерна G, ГОСТ 5639
	асимметрии A_s	эксцесса E_k	минимум, $X_{\min}^*$	максимум $X_{\max}$				
850	2,19	6,82	100	1152	1052	223,9±2,2	3179	9
950	2,06	5,94	100	1331	1231	245,7±2,3	2564	8
1050	1,57	2,36	100	2380	2280	497,0±7,2	1313	7

Известно [например, 119], что когда $A_s = 0$ и $E_k = 0$ распределение соответствует нормальному. Если $|A_s| < 0,25$, асимметрия считается незначительной, в диапазоне значений от 0,25 до 0,5 – умеренной, более 0,5 – значительной. Отсюда потребность в применении

критериев непараметрической статистики для корректной классификации металла, не только по величине зерна аустенита, так и во многих других случаях.

Не вызывает сомнений, что эталонные шкалы далеко не полностью характеризуют существующее разнообразие морфологии структур. Например, для неметаллических включений в промышленных сталях диапазон их размеров находится в пределах нескольких порядков – от 0,01 мкм и до 1...10 мм, причем, чем больше размер НВ, тем меньше вероятность его обнаружения. Их измерения средствами световой микроскопии (в рамках ГОСТ 1778) ограничены (по пятибалльным шкалам) интервалом 10...100 мкм (на шлифе при увеличении $\times 100...200$). Измерения крупных включений осложнены по чисто статистическим причинам, в т.ч. (объем измерения возрастает в разы и более). Так только стандартный, в соответствии с ГОСТ 1778, просмотр шести шлифов общей площадью $F = 24 \text{ см}^2$ (несколько тысяч полей) – достаточно длительная процедура. В этой связи, в частности, экзогенные включения на шлифе практически не могут быть идентифицированы.

Другая причина – первоначально эталонные шкалы были «настроены» на качественный экспресс-анализ, из-за трудоемкости измерений структур (и разрушения, преимущественно оцениваемого по виду излома). Тем не менее, их польза подтверждена практикой многих десятилетий, отсюда неизбежность консервативного характера процедур такого рода, так же, как и неизбежность их развития, при создании необходимых условий, в данном случае при наличии возможности цифровизации измерений. Однако цифровизация процедур не должна ограничиваться только лишь «оцифровкой» действующих стандартов, она должна быть направлена на получение полного спектра характеристик геометрии строения структур, перечень которых должен устанавливаться на основе углубленного понимания механизмов деформации и разрушения материала, как среды с неоднородной структурой. Например, применимо к неметаллическим включениям, это оценка, наряду с определением размеров, формы, и количества НВ, закономерностей их размещения в объеме металла (на шлифе). Это существенно, поскольку, в частности, кучность и разреженность в их размещении определяет благоприятные условия для образования вязкого излома и пластического течения соответственно [120].

Их можно определить, например, на основе разбиения изображения на полиэдры Вороного - многоугольники, в каждом из которых все точки ближе к его центру (в данном случае центру тяжести НВ), чем точки в соседних полиэдрах (что показало свою эффективность при решении материаловедческих задач [121]). В таком случае распределение расстояний между соседними полиэдрами, будет объективно отражать размещение неметаллических включений на шлифе: один хвост распределения будет отражать «пустыри», где облегчена пластическая деформация, а другой – скопления НВ, где облегчено зарождение вязкого излома.

Для крупных поковок кубической формы из улучшаемой стали 38ХНЗМФА с сохранившейся литой структурой, такой подход позволил, в частности, сопоставить размещение НВ в сечениях нескольких образцов, вырезанных в различных местах поковки, как одного из факторов, определяющего различие в работе образования вязкого излома (рисунок 18).

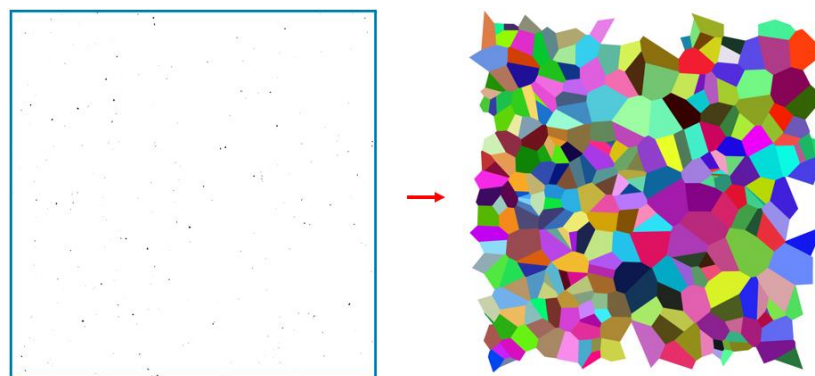
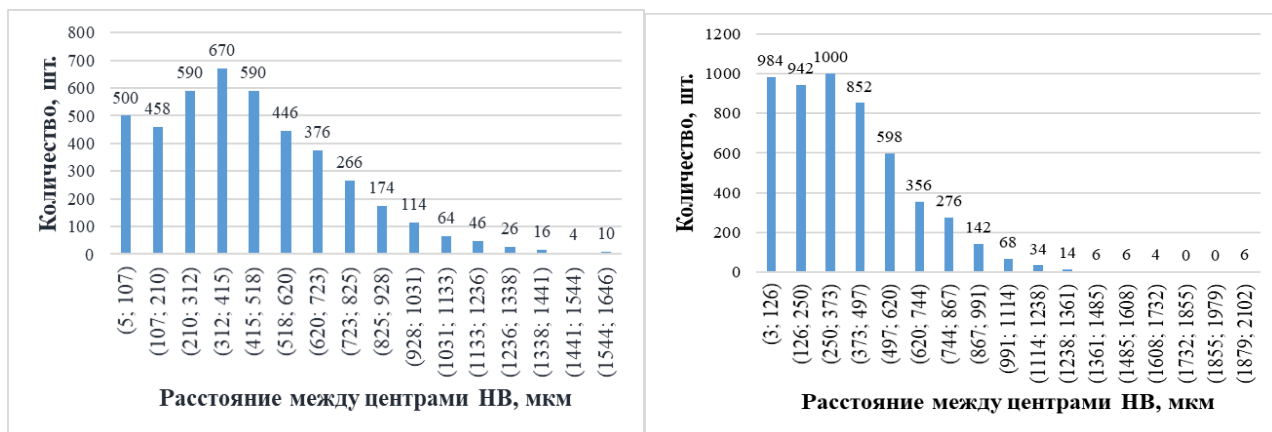


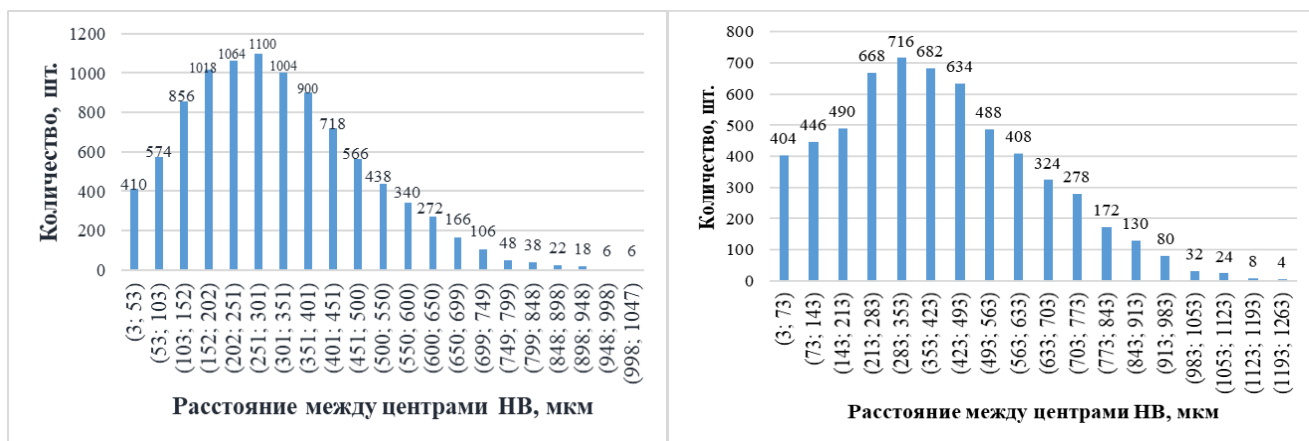
Рисунок 18 – Пример разбиения изображения НВ на металлографическом шлифе на полиэдры Вороного

Было показано, в частности, что в пределах одного образца сечением $\sim 320 \text{ мм}^2$ (при $\times 100$) распределения значений расстояний между соседними полиэдрами имели асимметричный характер (рисунок 19). Различия в величинах коэффициентов асимметрии и эксцесса таких распределений оказались существенны, как в пределах одного образца, так и между отдельными полями зрения (площадью не менее 80 мм^2 , соизмеримой с площадью образца на ударный изгиб) (таблица 10) и варьировались в пределах: $-0,18 \dots 0,81$ и $0,41 \dots 0,74$ соответственно. Существенно, что в таком случае неизбежно возрастают риски, связанные с применением и средних значений при сопоставлении различных выборок результатов измерения и соответствующих критериев классической статистики. В этой связи были применены критерии непараметрической статистики, в частности, Колмогорова-Смирнова, не зависящие от вида распределения.



а)

б)



в)

г)

Рисунок 19 – Статистика распределения расстояний между полиэдрами-соседями (а, б, в, г) для четырех изображений неметаллических включений (нетравленные шлифы из стали 38ХНЗМФА площадью ~320 мм² каждый)

Таблица 10 – Статистика неоднородности размещения неметаллических включений (на основе построения полиэдров Вороного) в образцах стали 38ХНЗМФА после закалки и высокого отпуска на четырех полях зрения площадью не менее 80 мм² каждое

Образец	Поля зрения	Среднее расстояние между включениями-соседями, мм	Коэффициент асимметрии A_s	Коэффициент эксцесса E_k
1	1	434,6±7,4	0,22	0,61
	2	633,6±15,2	-0,18	0,41
	3	383,3±5,8	0,05	0,56
	4	466,9±10,3	0,04	0,67
2	1	328,4±4,1	-0,02	0,63
	2	307,1±3,5	-0,12	0,56
	3	332,4±3,8	0,06	0,51
	4	294,1±3,1	0,81	0,74
3	1	400,3±7,8	1,64	1,09
	2	379,5±7,9	0,35	0,69
	3	388,9±8,1	4,75	1,53
	4	350,1±6,5	0,35	0,84
4	1	391,9±5,5	-0,29	0,40
	2	419,3±6,6	-0,29	0,43
	3	382,3±5,3	-0,05	0,55
	4	433,6±7,1	-0,044	0,41

Очевидно, что это обстоятельство не могло не внести свой вклад в появление существенного разброса вязкости по сечению поковок, её размах $\Delta = X_{\max} - X_{\min}$ составил 0,14-0,27 МДж/м² при однородных значениях предела прочности σ_B ($\Delta \leq 10 \div 20$ %), наряду с различиями в статистике их распределения по размерам, в частности, объемная доля пятен

серного отпечатка варьировалась от 1 до 5 % [122]. В этой связи необходимость измерения степени неоднородности структур для прогноза разрушения материала не вызывает сомнений.

Накопленный опыт разработки и применения цифровых процедур измерений структур и изломов также показывает, что при условии учета физических закономерностей формирования поля яркости их изображений с целью установления критериев бинаризации и фильтрации, обоснованный выбор представительных объемов объектов измерений, принимая во внимание их статистическую природу, может обеспечена фактически единственная траектория подготовки изображений для последующего их измерения, вследствие чего от полученных в различных лабораториях на одних и тех же шлифах (что осуществляется обычно при круговых сличениях) результатах измерений геометрии элементов структуры не следует ожидать существенных различий.

Следует также отметить, что при весьма широком диапазоне изменения величин коэффициентов эксцесса E_x и асимметрии A_k , включая смену их знаков, что в целом указывает на отклонение распределения значений параметров геометрии ряда структур и изломов от нормального можно ожидать значимых различий при сопоставлении значений параметров геометрии структур методами классической (критерий Стьюдента) и непараметрической (критерий Колмогорова-Смирнова) статистики [123]. Отсюда необходимость оценки вида таких распределений, что в свою очередь определяет важность накопления представительных объемов измерений.

Не вызывает сомнений, что действующие стандарты на структуру разрабатывались исходя из существовавших на тот момент времени представлений о её влиянии на свойства сталей и сплавов. В этой связи применение цифровизации открывает широкие перспективы для количественного описания различий в строении изображений технологически неизбежных неоднородных структур и изломов сталей и сплавов. Последующее сопоставление морфологии структур и изломов обеспечит получение всего спектра характеристик геометрии структур, определяющих механизмы деформации и разрушения металла, как среды со структурой. На этой основе возможно внесение в измерение структур и изломов количественной меры (при условии необходимого метрологического обеспечения процедур подготовки к измерениям и самих измерений), что при накоплении необходимой статистики результатов, позволит разработать новую линейку стандартов структур и разрушения, обеспечивающих более тонкую ранжировку разрушения и понимание причин разброса свойств, как основы для выработки обоснованных технологических решений, направленных на повышение качества металла.

3.3 Механизмы разрушения исследуемых сталей

Среда с неоднородной структурой будет разрушаться по-разному, в зависимости от вариации геометрии её составляющих и их конфигурации в целом. Отсюда очевидно, что для понимания механизма разрушения сталей, как среды со структурой необходимо изучение результата разрушения – излома. Макроизломы образцов (на вязкость разрушения и на ударную вязкость) исследуемых сталей представлены на рисунке 20.

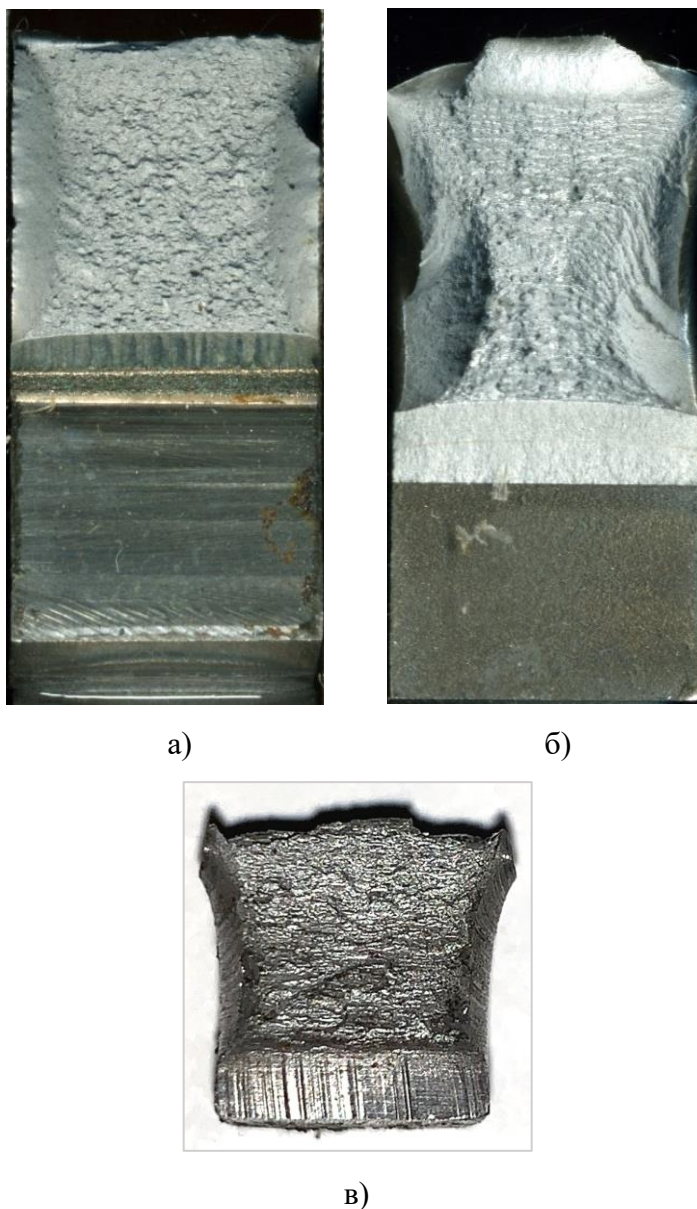


Рисунок 20 – Макроизломы образцов

а – стали 38ХНЗМФА; б – стали 15Х2НМФА; в – ударного образца

Визуально макроизлом образцов из стали 15Х2НМФА более вязкий, откосы среза также больше по сравнению с изломами стали 38ХНЗМФА и, следовательно, можно использовать

параметры геометрии макроизлома для качественной оценки вязкости разрушения материала. Но на практике это может дать противоречивый результат т.к корреляция величины ширины откоса с полной работой ударной вязкости плохая (это объясняется тем что, в ударной вязкости доминирует работа общего изгиба до старта трещины, а ширина откоса обусловлена удельной работой распространения трещины – после старта) и поэтому однозначная связь между параметрами геометрии макроизлома и сопротивляемостью материала разрушению отсутствует. Для более детально изучения механизмов разрушения исследованных сталей поверхность разрушения (изломы) нужно наблюдать на более детально масштабных уровнях (микро- и мезоуровне).

Качественный анализ изломов ударных образцов исследованных сталей (40Х2Н2МА, 15Х2НМФА, 16Г2ФА и 38ХН3МФА) на микроуровне показал что, изломы преимущественно вязкие (рисунок 21).

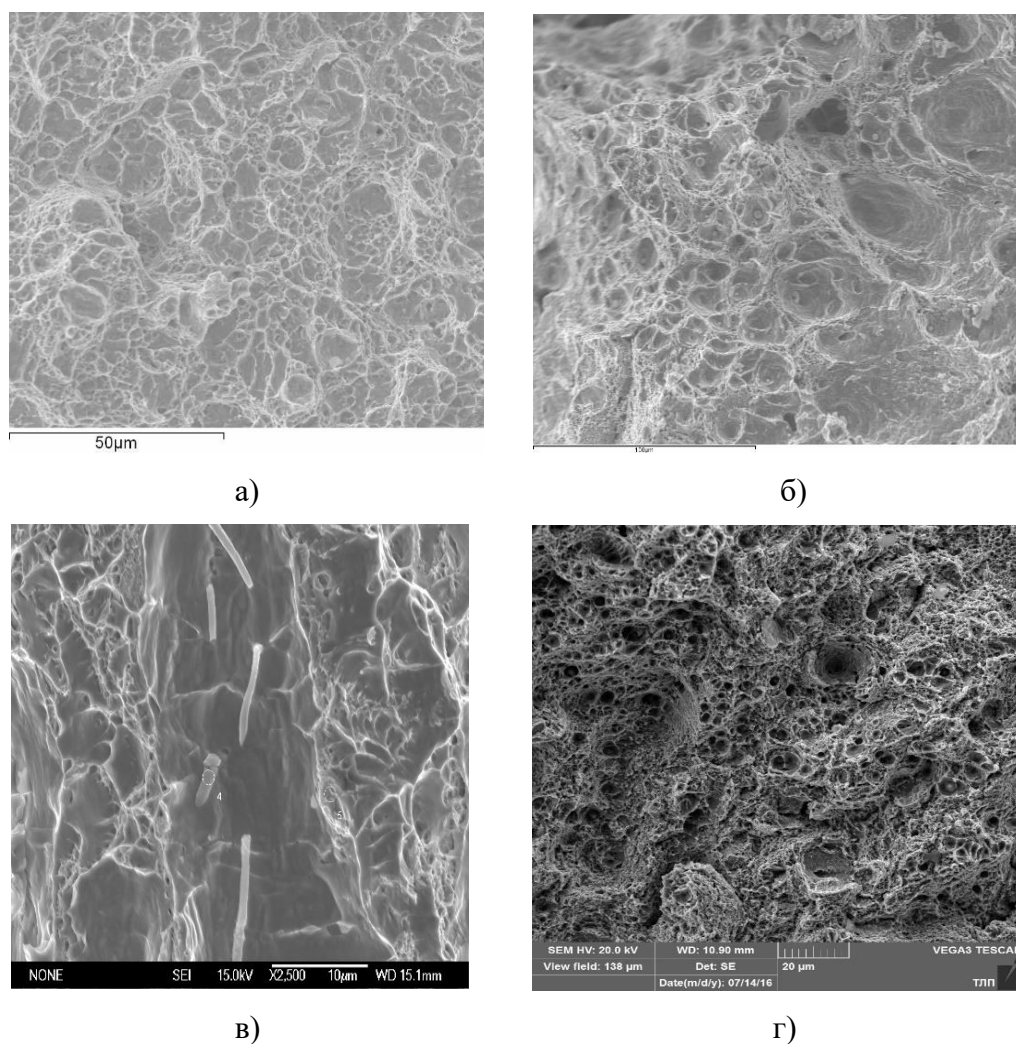


Рисунок 21 – Микростроение изломов исследованных сталей
а) 40Х2Н2МА; б) 15Х2НМФА; в) 16Г2АФ; г) 38ХН3МФА

В изломах из стали 16Г2АФ отчетливо видны нитки сульфидов и наблюдаются мелкие и крупные вытянутые ямки, а также расслои, присутствие которых связано с наличием в структуре стали феррито-перлитной полосчатости. На дне некоторых ямок всех исследуемых сталей были обнаружены неметаллические включения различной природы, о чем свидетельствует о механизме вязкого разрушения – образование и рост микропор вокруг включений. Изломы стали 38ХНЗМФА отличаются мелкими и более глубокими ямочными строениями. В то время изломы стали 40Х2Н2МА более однородные с равноосными ямками. Изломы стали 15Х2НМФА менее однородные и представляют собой сочетание мелких и крупных ямок.

3.4 Микромасштаб неоднородности разрушения

Наличие широкого масштаба разнородных структур в материале определяет возможность их совместного участия в зарождении и развитии трещины. Отсюда необходимость исследования изломов на разных масштабных уровнях наблюдения: от элементарных актов разрушения к их взаимодействию (мезоскопический уровень процесса) и далее, к конечному макроскопическому результату - магистральной трещине. Последующий синтез результатов измерения разрушения на трех масштабных уровнях: макро-, мезо- и микроуровне – основа для объективной реконструкции механизма разрушения в среде со структурой.

Поскольку факт протекания разрушения по самым слабым местам в структуре не вызывает сомнения у прочнистов и материаловедов, то очевидно, что это обстоятельство должно найти свое отражение в строении изломов. В этой связи измерение геометрии строения изломов важно для выявления закономерностей разрушения материала, как среды со структурой и выделения её критических параметров, лимитирующих разрушение. Полноценная реконструкция механизма разрушения (по строению) излома возможна на основе синтеза результатов измерения его строения на трех масштабных уровнях наблюдения: макро-, мезо- и микроуровне. Это соответствует трем уровням структур, ответственным за развитие разрушения: его элементарные акты – образование фасеток и ямок; их слияние в мезомасштабах, в частности, в связи со структурной неоднородностью, обусловленной дальними последствиями ликвации, и завершающая стадия процесса – образование магистральной трещины.

При наблюдении и измерении изломов, так же, как и для структур, существенным остается выполнение условий, определяющих выбор оптимальных процедур бинаризации и фильтрации. Однако при анализе изломов есть и отличия, главное из которых определяется

наличием у излома третьей координаты измерения. В этой связи наиболее полное представление о строении излома, в первую очередь в микромасштабах, дают его 3D-измерения (стереофотограмметрия и конфокальная микроскопия) [13,124-125].

Получение трехмерной модели изломов до сих пор остается достаточно трудоемкой и длительной процедурой, поэтому широкое распространение получил косвенный анализ 3D-рельефа по 2D-кадрам. Именно в рамках двумерной модели удобно оценить особенности размещения однотипных элементов в плане, например, ямок вязкого излома (в связи с распределением неметаллических включений). Так, в частности, при анализе строения номинально однотипных вязких изломов (ударные образцы из улучшаемых сталей 15X2НМФА и 40X2Н2МА) было оценено различие в размещении ямок (на основе построения полиэдров Вороного на панорамах изломов, площадью не менее 0,3 мм² каждая (в масштабе образца) в сканирующем электронном микроскопе (рисунок 22).

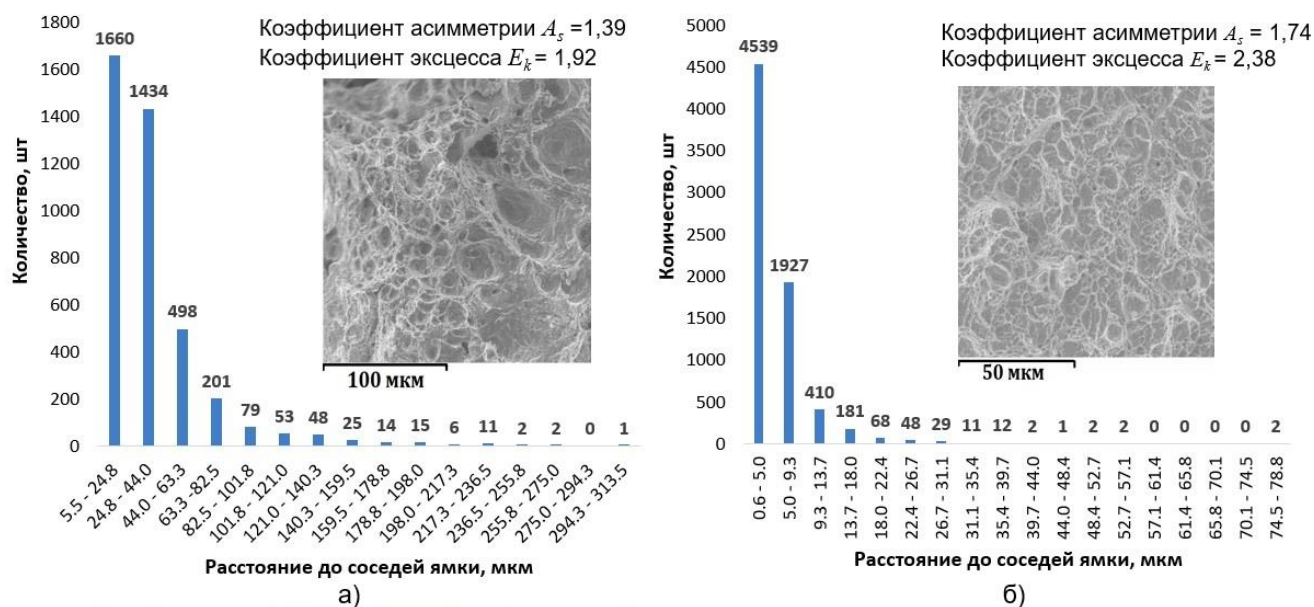


Рисунок 22 – Распределение расстояний между центрами полиэдров (ямок соседей) Вороного на 2D- изображении изломов улучшаемых сталей 15X2НМФА (а) и 40X2Н2МА (б)

Показано что, распределение расстояний между центрами полиэдров Вороного имеет асимметричный характер (значения коэффициентов асимметрии и эксцесса оказались достаточно велики и варьируются в интервале 1,39÷1,74 и 1,92÷2,38 соответственно). Следовательно для сопоставления различных выборов предпочтительно использовать непараметрический критерий, например критерий Колмогорова-Смирнова.

3.5 Мезомасштаб разрушения

Мезомасштаб разрушения несет информацию о строении слитка, наследуемой часто прокатом. Результаты измерения на мезомасштабе указывают не только на возможность объективной ранжировки изломов по вязкости, но и на привязку конструкций к сопутствующим неоднородностям структуры. Отсюда можно извлечь полезную информацию о критических параметрах, лимитирующих распространение трещин. Это в свою очередь повысит объективность прогноза разрушения как в лабораторных условиях, так и при эксплуатации материала в конструкции. Для наблюдения разрушения в мезомасштабе необходимо либо "склеивать" необходимое количество кадров (полученных при больших увеличениях) в панораму, либо использовать лазерную профилометрию. В данной работе для получения мезорельефа изломов исследуемых сталей использовали лазерную профилометрию.

Измерение мезорельефа изломов проводили с использованием автоматического трехкоординатного лазерного профилографа, разработанного на кафедре металловедения и физики прочности НИТУ МИСиС [126]. Он состоит из системы автофокусировки, автоматически поддерживающей расстояние от объектива до контролируемого участка поверхности образца, привода горизонтального сканирования, привода вертикального перемещения объектива и системы его измерения. Схема измерения представлена на рисунке 23, а модель мезорельефа излома, полученная с ее помощью изображена на рисунке 24.

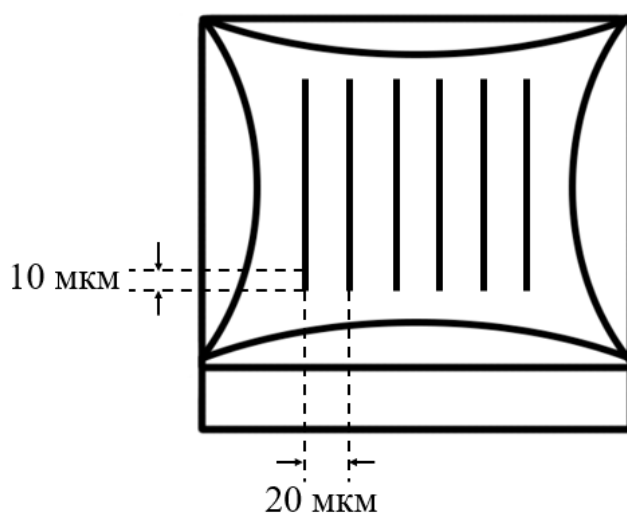


Рисунок 23 – Схема измерения профилей на дне макрохрупкого квадрата

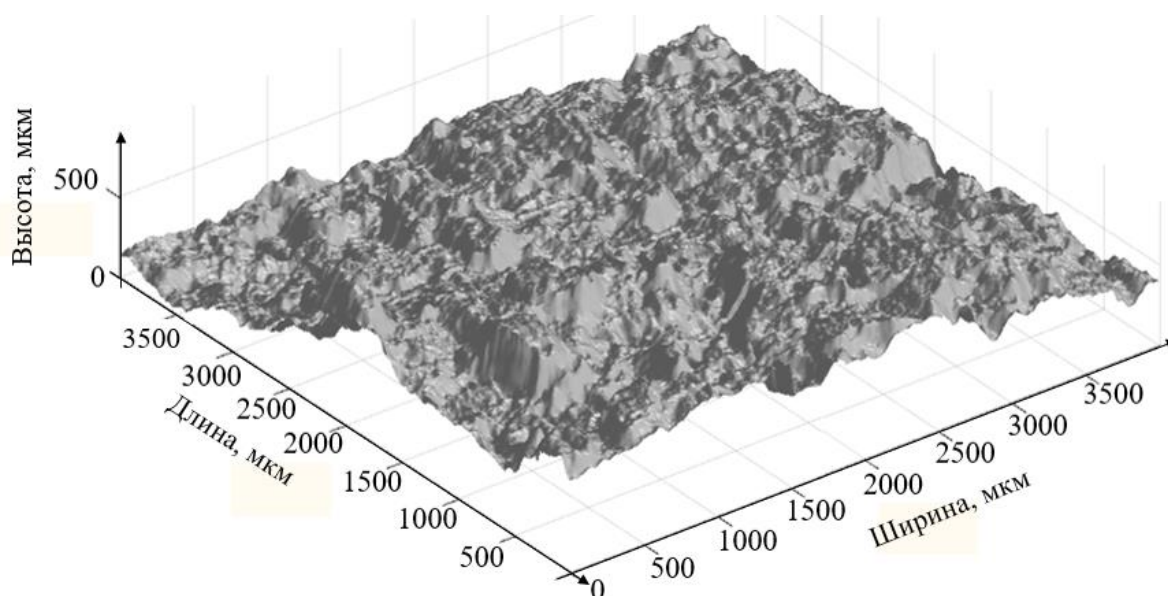


Рисунок 24 – 3D-изображение мезорельефа излома - по измерениям на лазерном профилографе, сталь 38ХНЗМФА

На дне макрорупкого квадрата исследуемого образца были измерены профили мезорельефа изломов вдоль направления распространения магистральной трещины на длине реализации 3000-5000 мкм, каждая. При продольном сканировании они отстояли ~ на 1 мм от надреза (рисунок 23). Расстояние между соседними профилями было 20 мкм, шаг сканирования 10 мкм. Погрешность измерения высоты в трех координатах ± 5 мкм.

3.5.1 Процедуры обработки результатов измерений геометрии мезорельефа изломов

3.5.1.1 Отработка автоматизированных алгоритмов выбора наилучшего полинома

Интерес к наименее изученному мезомасштабу строения изломов обусловлен, в частности, тем, что на этом масштабном уровне может получить свое отражение роль структуры слитка в разрушении металла, чьи дальнейшие последствия наследуются часто сортом и листом. Результаты измерения на мезомасштабе указывают не только на возможность объективной ранжировки изломов по вязкости, но и на привязку механизмов разрушения к сопутствующим неоднородностям структуры. Информация о мезорельефе, например, при испытании на ударную вязкость, содержится на макроплоской площадке излома – «хрупком квадрате», окруженном с трех сторон откосами среза - «выбега трещины».

Для профилей, получаемых в лазерном профилографе, характерно наличие "тренда", макрокривизны (низкочастотной составляющей), обусловленный пластическим изгибом образца (вместе с продвижением трещины) и несоосностью нагружения. Устранение

макрокривизны, тренда, не несущих информации о механизме разрушения проводили путем вычитания полинома оптимальной степени n . С этой целью в работе использовалось специальное программное обеспечение в среде Mathcad для выбора наилучшего полинома, основанное на оценке изменения значения остаточной дисперсии профиля при увеличении его степени от 1 до 20 (рисунок 25). Последовательное повышение степени полинома приводит к стабилизации значения дисперсии при определенном уровне. Дальнейшее увеличение степени уже не приводит к значимым изменениям величины дисперсии, но может привести (при $n \geq 15$) к потере части данных о мезорельефе излома.

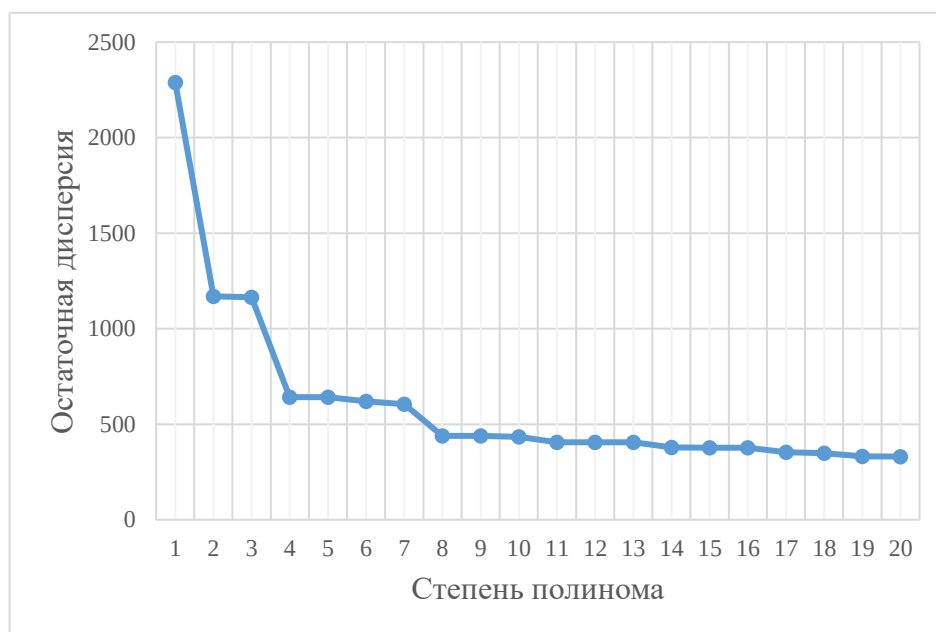


Рисунок 25 – Зависимость остаточной дисперсии от степени полинома

Автоматический подбор оптимальной степени полинома осуществляется последовательно, для каждого профиля излома. Основой алгоритма является последовательный анализ коэффициентов детерминации прямых (построенных МНК), описывающих изменение остаточной дисперсии двух ветвей кривой (см рисунок 25), начиная от её первой и последней точек, при поэтапном одновременном увеличении числа значений точек аппроксимации (двух прямых) от 3 до 18. Оптимальной степенью в таком случае выбиралась ближайшая к точке пересечения таких аппроксимирующих прямых точка (отражающая номер полинома), когда суммарный коэффициент детерминации ($R^2_{нач}$ и $R^2_{кон}$ для одного из значений N_i). был максимален. Процедура построения двух аппроксимирующих прямых с оценкой коэффициентов детерминации и определения номера полинома приведена на рисунке 26, последовательность получаемых параметров аппроксимирующих прямых представлена в таблице 11.

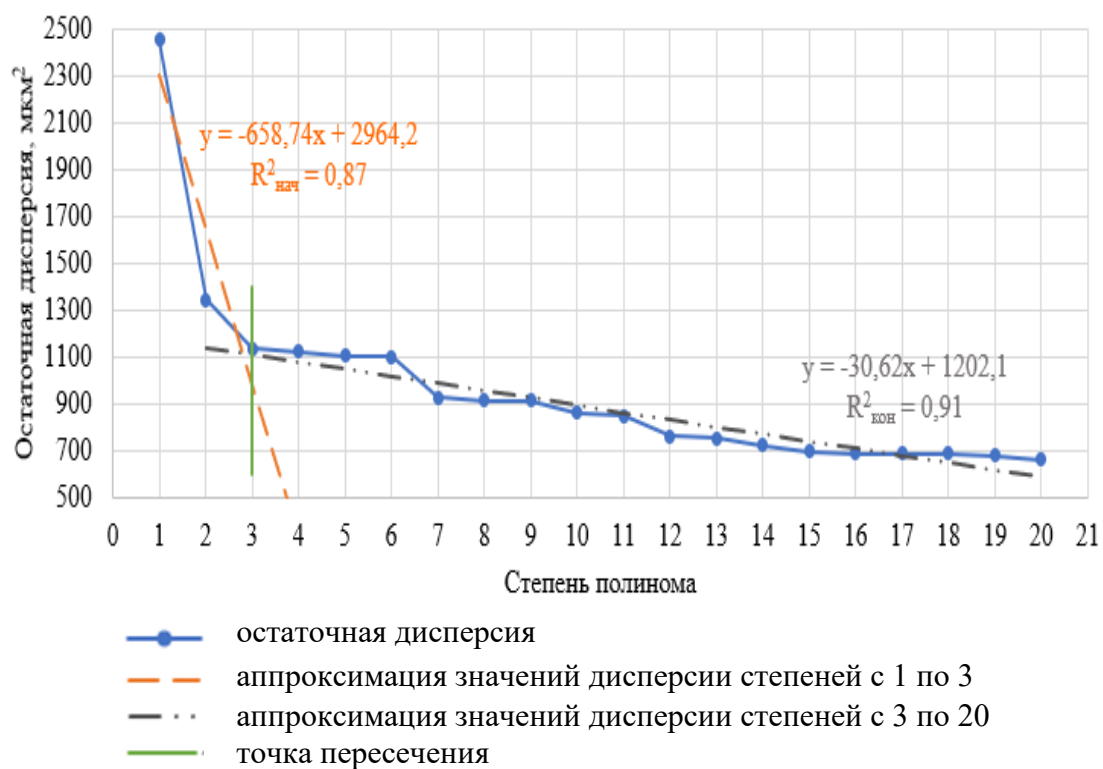


Рисунок 26 – Линейная аппроксимация трех первых и последних точек графика зависимости остаточной дисперсии от степени полинома

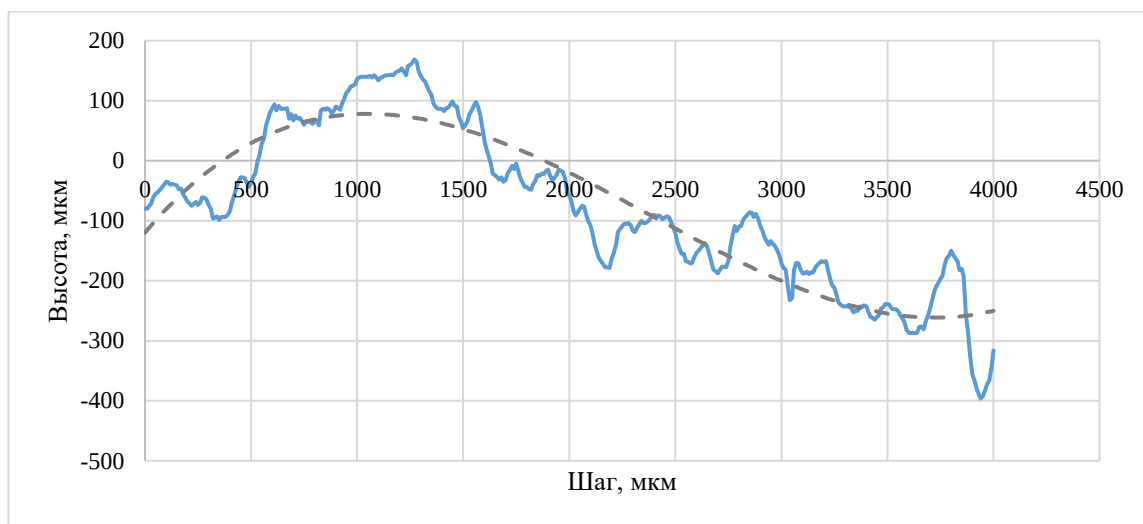
Таблица 11 – Определение оптимальной степени полинома

Номер точки, N	Степень полинома T, ближайшая к точке пересечения	Сумма $R^2_{нач}$ и $R^2_{кон}$	Угол прямой при аппроксимации с 1 до N	Угол прямой при аппроксимации с N до 20
3	3	1,78	79,45	14,02
4	4	1,63	73,69	13,77
5	4	1,51	67,20	13,18
6	5	1,42	60,20	12,24
7	6	1,48	56,00	10,46
8	7	1,45	51,56	10,29
9	7	1,40	46,95	9,89
10	8	1,38	43,21	8,63
11	9	1,32	39,71	7,49
12	10	1,41	37,34	5,31
13	11	1,36	34,95	4,72
14	12	1,35	32,87	3,31
15	13	1,28	31,02	2,27
16	13	1,20	29,23	2,45
17	13	1,36	27,46	3,78
18	13	1,54	25,75	6,05

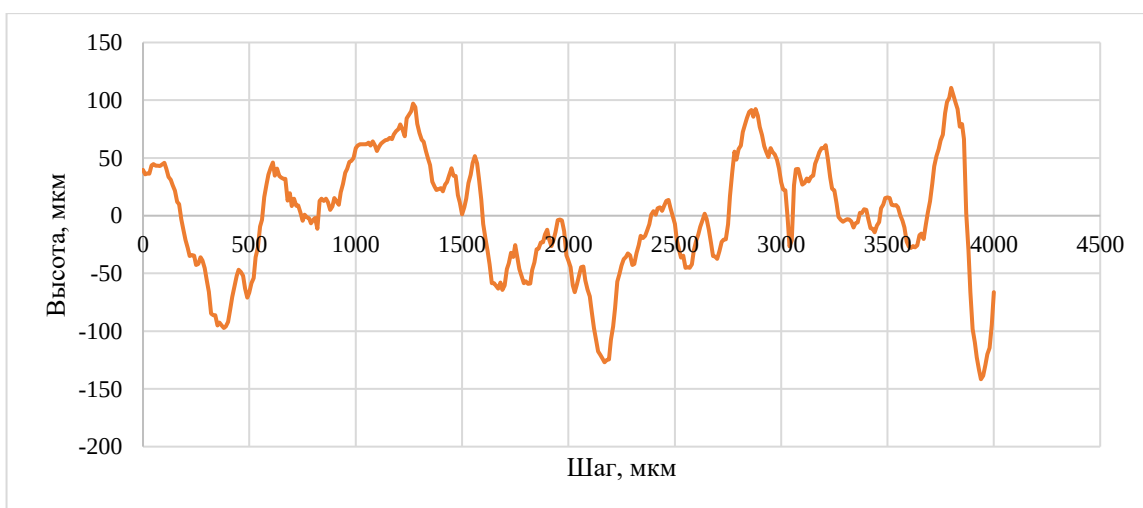
Автоматическое вычисление степени полинома подразумевает отсутствие взаимодействия пользователя с программой. Все промежуточные результаты, включающие вычисление полиномов каждой из степеней и расчет геометрических параметров, необходимый для выполнения алгоритма, остаются внутри программы реализованной встроенными функциями Mathcad и могут быть выведены в отдельном порядке при необходимости. В целом, разработанные алгоритмы первичной обработки профилей делают процедуру устранения низкочастотной составляющей мезорельефа изломов объективной.

3.5.1.2 Развитие процедуры обработки и измерения мезорельефа

Профили, полученные после вычитания наилучшего полинома пригодны для последующей обработки и измерения (рисунок 27).



а)



б)

Рисунок 27 – Первичный профиль излома: а - измеренная (—), оптимальный полином (- - -);
б – профиль после вычитания полинома

Ранее было показано, что наиболее хорошо мезорельеф описывает его представление в виде ломаной лестницы [128]. Принцип построения ломаной лестницы по профилю излома также основан на анализе дисперсии, а именно на анализе изменения остаточной дисперсии при последовательном увеличении количества аппроксимируемых точек профиля. При линейной аппроксимации увеличение аппроксимируемого массива точек, соответствующих одному тренду приведет к уменьшению дисперсии, а при несоответствии положения очередной точки (и последующих) предыдущему тренду значение дисперсии возрастет. Алгоритм построения ломаной лестницы отслеживает это изменение и отмечает начало новой ступени по росту остаточной дисперсии при изменении массива аппроксимируемых точек – метод наилучшей ломаной.

В общем виде построение ломаной лестницы по каждому профилю осуществляется в 4 этапа:

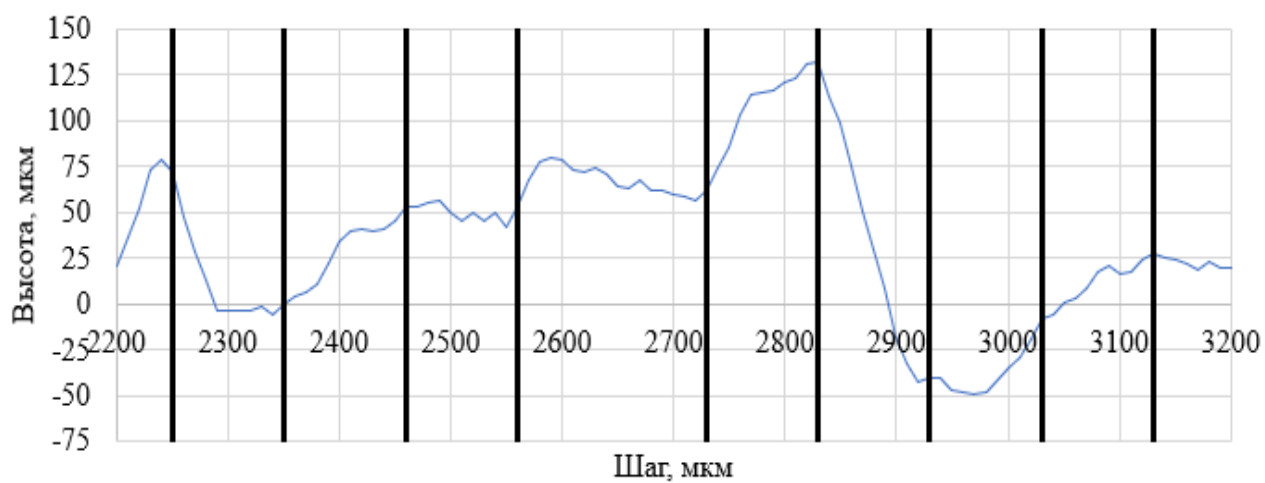
1) отслеживание закономерности изменения дисперсии при увеличении массива аппроксимируемых точек профиля. Отмечается каждая точка, предшествующая точке, где отмечено увеличение дисперсии при расширении массива аппроксимируемых точек (рисунок 28-а);

2) предварительная аппроксимация прямых на выделенных интервалах профиля, с сохранением невязки между точками, соответствующими концу и началу двух смежных отрезков (рисунок 28-б);

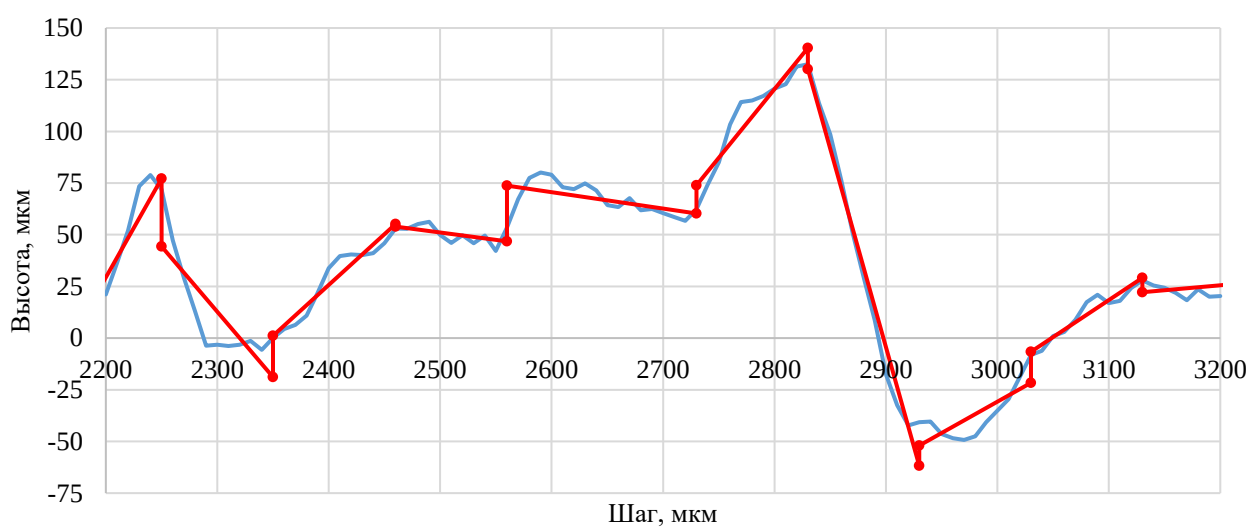
3) выявление участков с единым трендом (нескольких последовательных стадий профиля с одним и тем же знаком тангенса угла наклона). Выявленные участки подвергаются обработке аналогичной той, что была описана в пункте 2 (рисунок 28-в);

4) соединение соседних ступеней – в точке, соответствующей значению среднеарифметических ординат двух смежных отрезков (рисунок 28-г);

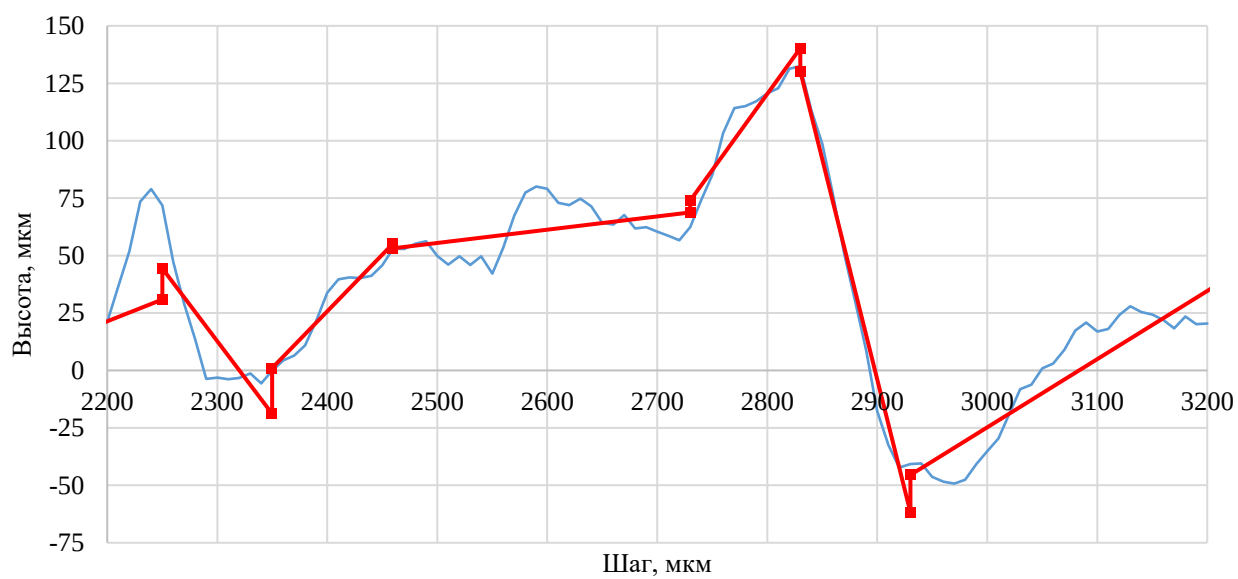
Построенные ломаные далее проходили проверку на соответствие углов наклона соседних ступеней. Согласно определению, ломаной лестницей является последовательность ступеней, при которой знак тангенса угла соседних ступеней является противоположным. При наличии отклонений, проводилась обработка в соответствии с пунктом 2 алгоритма построения ломаной лестницы. Ломаная, полученная, после выполнения этого этапа является итоговой (рисунок 28-е).



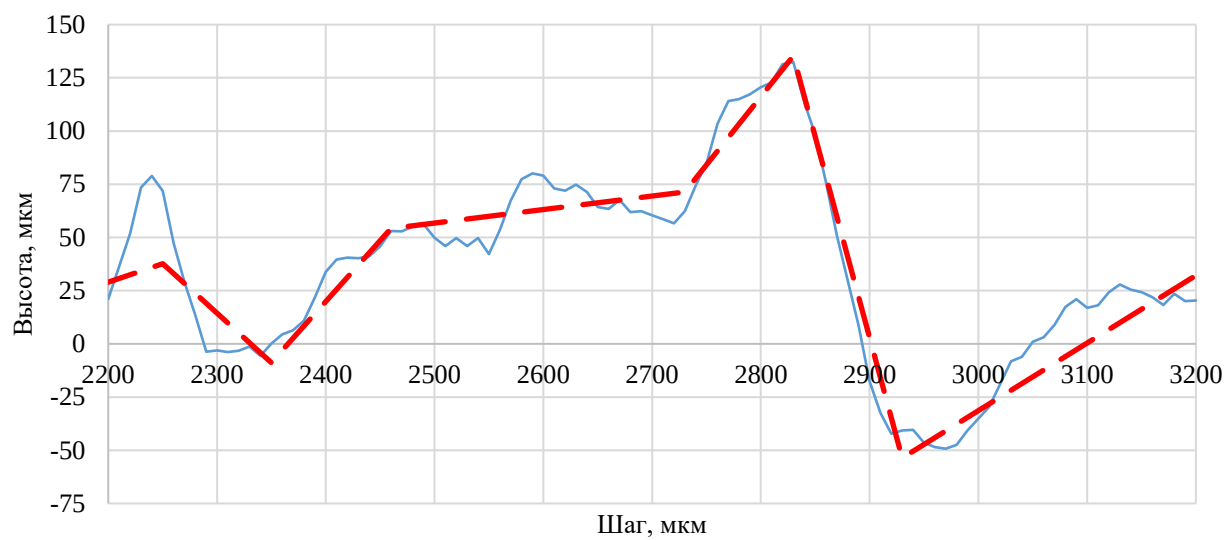
а)



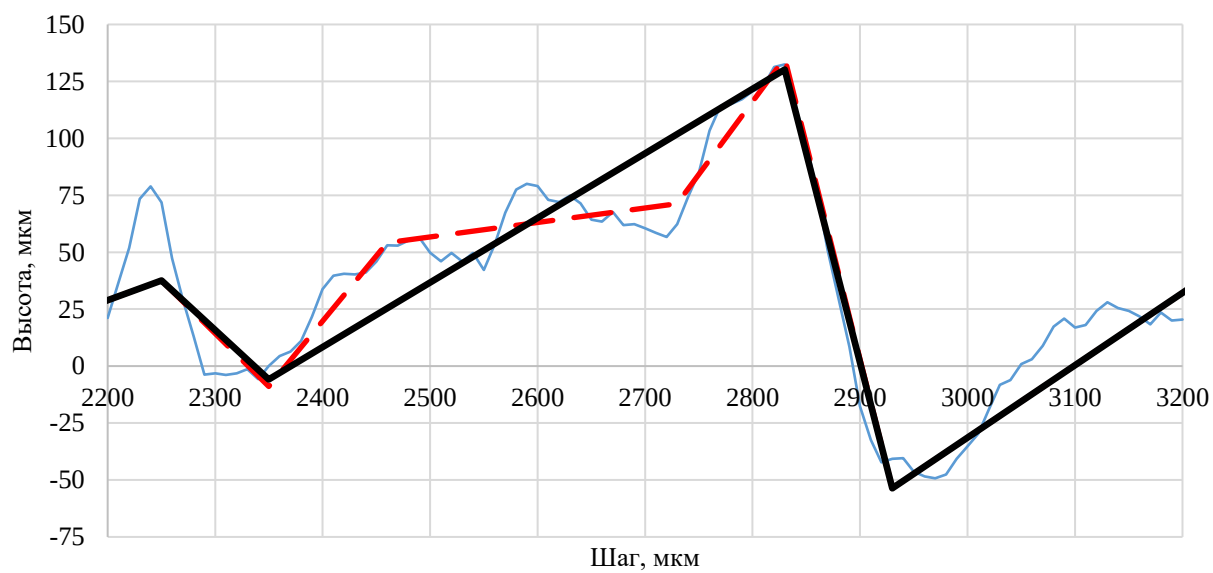
б)



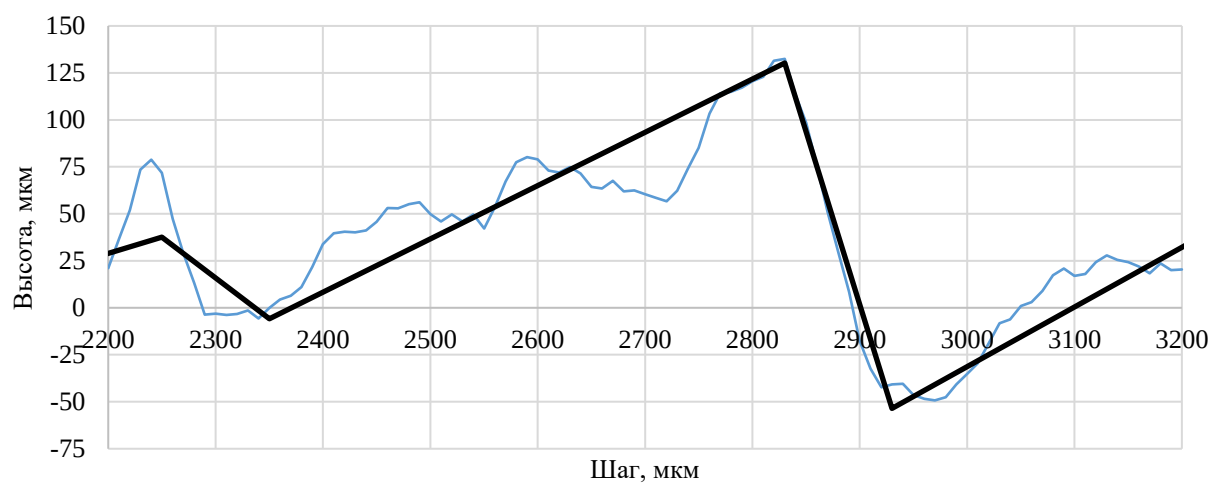
в)



г)



д)



е)

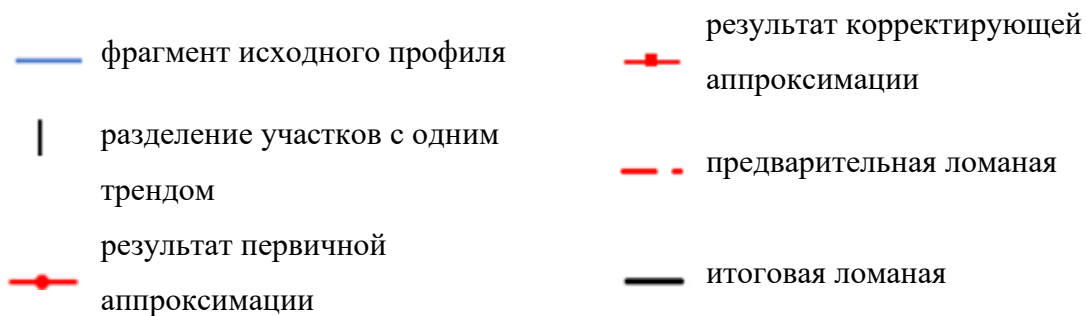
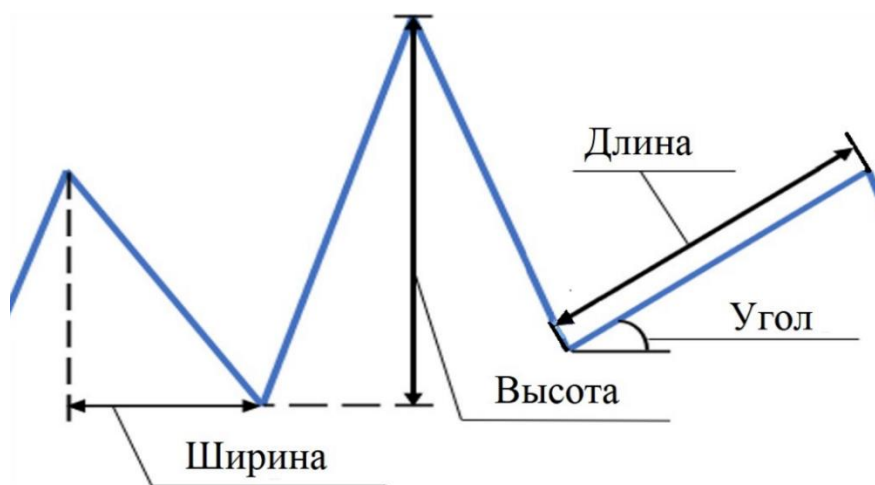


Рисунок 28 – Фрагмент профиля, прошедший через этапы построения ломаной лестницы
а – определение участков профиля с единым трендом; б – первичная аппроксимация участков; в – аппроксимация соседних участков с единым трендом; г – проведение первичной ломаной по средним значениям точек перегиба соседних ступеней; д – корректировка соседних ступеней с одним знаком тангенса угла наклона; е – итоговая ломаная

Построение ломаной лестницы с использованием метода наименьших квадратов возможно для 3 точек и более. Изменение этого числа скажется на значении геометрических параметров ступеней и, как следствие, на гистограммах их распределений. В частности, это сказывается на ширине ступени, как на проекции на макроплоскость излома (при наименьшем возможном числе аппроксимируемых точек (3), минимальная ширина ступени будет равна 20 мкм). Ступени, ширина которых меньше заданного минимума при накоплении статистики не учитывались.

Геометрическими параметрами каждой из ступеней являются: высота ($H_i = z_{i+1} - z_i$), ширина ($B_i = x_{i+1} - x_i$), длина ($L_i = (h_i^2 + b_i^2)^{0.5}$), угол её наклона к макроплоскости излома ($\alpha_i = \arctg(h_i/b_i)$), а также значение генеральной дисперсии ступени (рисунок 29).



а)

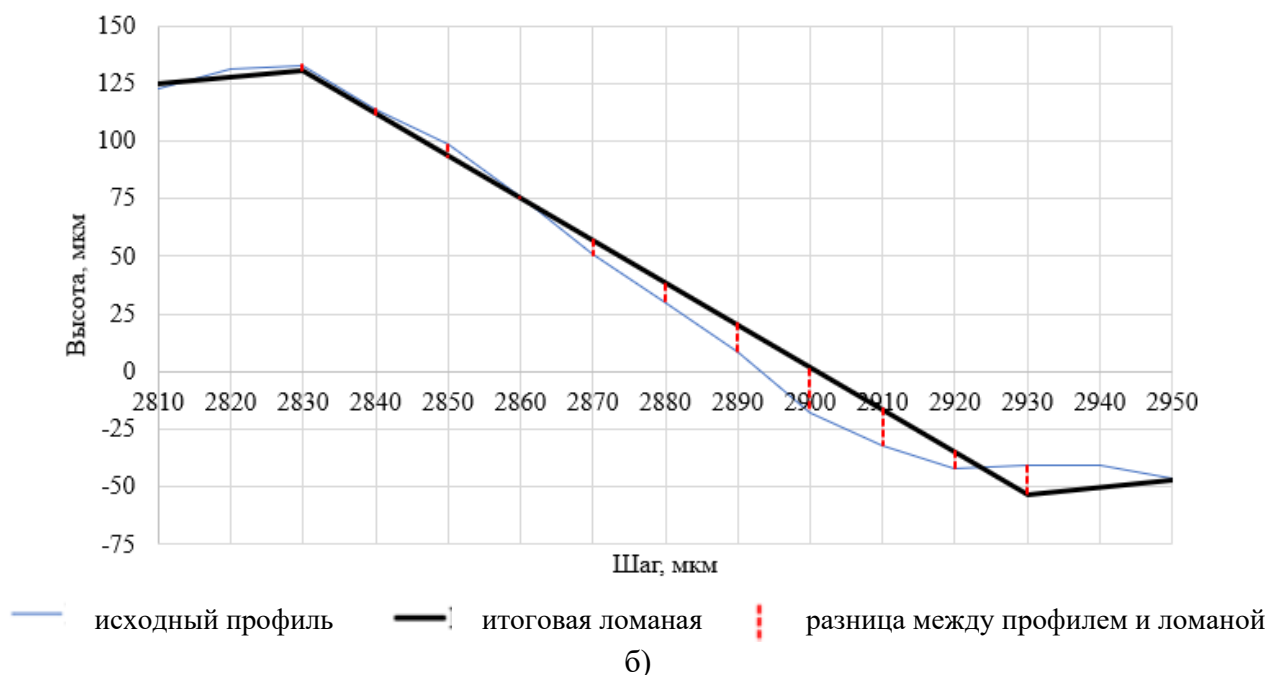


Рисунок 29 – Информативные параметры мезо-геометрии излома
а – геометрические параметры ступеней; б – генеральная дисперсия ступени

Генеральная дисперсия ступени определяется по следующей формуле:

$$S^2 = \frac{\sum (Y_i - y_i)^2}{n-2} \quad (9)$$

где Y – значение координаты ступени;

i – порядковый номер точки;

y – значение координаты профиля;

n – количество точек в ступени.

С целью оптимизации процедуры построения ломаных лестниц был разработан программный код, написанный на базе Mathcad Prime, позволяющий обработать множество профилей и получить сводную статистику значений геометрических параметров полученных ломаных. Возможности программы расширились за счет внедрения алгоритмов сбора статистики и циклической обработки всех профилей исходного файла и были обеспечены с помощью функций и процедур, входящих в программе Mathcad [127].

3.5.2 Информативность мезо параметров вязких изломов для оценки степени неоднородности их строения

Оценка степени неоднородности структур показала, что помимо различий в геометрии однотипных элементов структур их отличает вид кривых распределения и их статистические характеристики. Если строение структуры находит свое отражение в изломе, то, очевидно, что

искомые параметры мезорельефа (и статистика их распределения) должны каким-то образом соответствовать имеющимся различиям в морфологии структур. В этой связи представляет интерес оценка характера распределения значений параметров мезогеометрии излома. Типичный вид гистограмм распределения значений параметров, характеризующих строение ломаной лестницы представлен на примере изломов стали 40X2H2MA (рисунок 30). В работе было проанализировано не менее 200 профилей в пределах макрохрупкого квадрата изломов ударных образцов с длиной реализации (отдельный профиль) 4000 мкм. Показано, что распределение величин геометрических параметров мезопрофиля излома имеет асимметричный характер (рисунок 30). Их меру отклонения от нормального распределения хорошо иллюстрирует разброс значений коэффициентов асимметрии и эксцесса, представленный в таблице 12. Аналогичные результаты были получены и для мезорельефа изломов стали 38ХНЗМФА. Такие же закономерности были обнаружены и для микростроения изломов (см рисунок 22). В целом закономерности строения изломов на мезоуровне наблюдения отражают неоднородность структур наблюдаемую, как в рамках данной работы, так и в рамках работ выполненных на кафедре ранее [128].

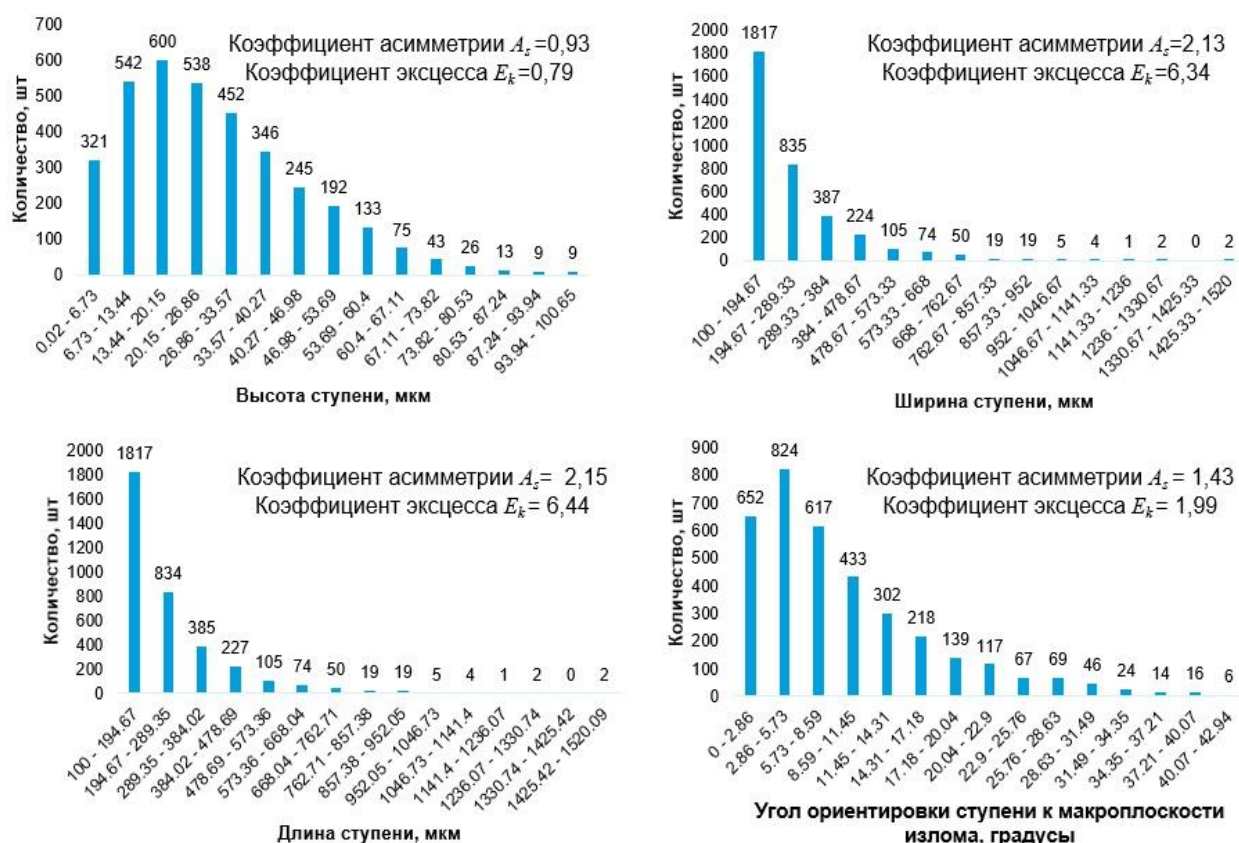


Рисунок 30 – Распределения значений геометрических параметров (высот, ширин, длин, углов ориентировки ступеней и величин генеральной дисперсии), полученные по результатам построения 200 ломаных лестниц излома образца из стали 40X2H2MA (при нижнем пороге ширины ступени 100 мкм)

Таблица 12 – Коэффициенты асимметрии и эксцесса распределений геометрических параметров, сталь 40X2H2MA

Параметр	Коэффициент асимметрия A_s	Коэффициент эксцесс E_k	Среднее значение $\langle X \rangle$	$\Delta = X_{\max} - X_{\min}$
Высота, мкм	0,93	0,79	$27,2 \pm 0,3$	100,6
Ширина, мкм	2,13	6,34	$226,1 \pm 2,8$	1420,0
Длина, мкм	2,15	6,44	$229,1 \pm 2,8$	1420,1
Угол, град	1,43	1,99	$9,2 \pm 0,1$	42,9

Представление траектории вязких трещин в виде ломаной лестницы полезно, поскольку размеры её ступеней определяются поперечником зоны пластической деформации в вершине растущей трещины, масштабы которой в свою очередь определяются степенью неоднородности структур [60,129]. Очевидно, что при этом важную роль может сыграть величина шага измерения. Было показано, что при увеличении шага измерения, что возможно с учетом наблюдаемых размеров поперечника зоны пластической деформации в вершине растущей трещины, значения геометрических параметров ломаной лестницы, построенной для одних и тех же профилей будут характеризоваться иными численными средними значениями (таблица 13). Технически, шаг измерения первичного профиля трещины может варьироваться в зависимости от решаемой задачи и средств наблюдения: от 1мкм (сканирующая электронная микроскопия) и выше.

Таблица 13 – Параметры ступеней ломаной лестницы профилей вязкого излома, полученных после измерения с различным шагом, сталь 38ХНЗМФА [130]

№	Шаг измерения профиля трещины мкм	Длина < L >	Высота < H >	Ширина < B >	Угол < α >, град
		мкм			
1	10	82,7 ± 3,1	31,9 ± 1,9	72,4 ± 2,6	20,9 ± 0,7
2	50	304,3 ± 16,9	70,1 ± 5,1	290,9 ± 16,9	14,9 ± 0,9
3	100	607,8 ± 39,6	108,5 ± 9,5	591,1 ± 40,1	12,1 ± 1,1

Определение параметров геометрии мезорельефа позволяет не только оценить влияние степени проработки слитка при горячей деформационной обработке на строение излома, но и выявить различия в морфологии изломов образцов, вырезанных из поковок, отличающихся дендритным рисунком (таблица 14).

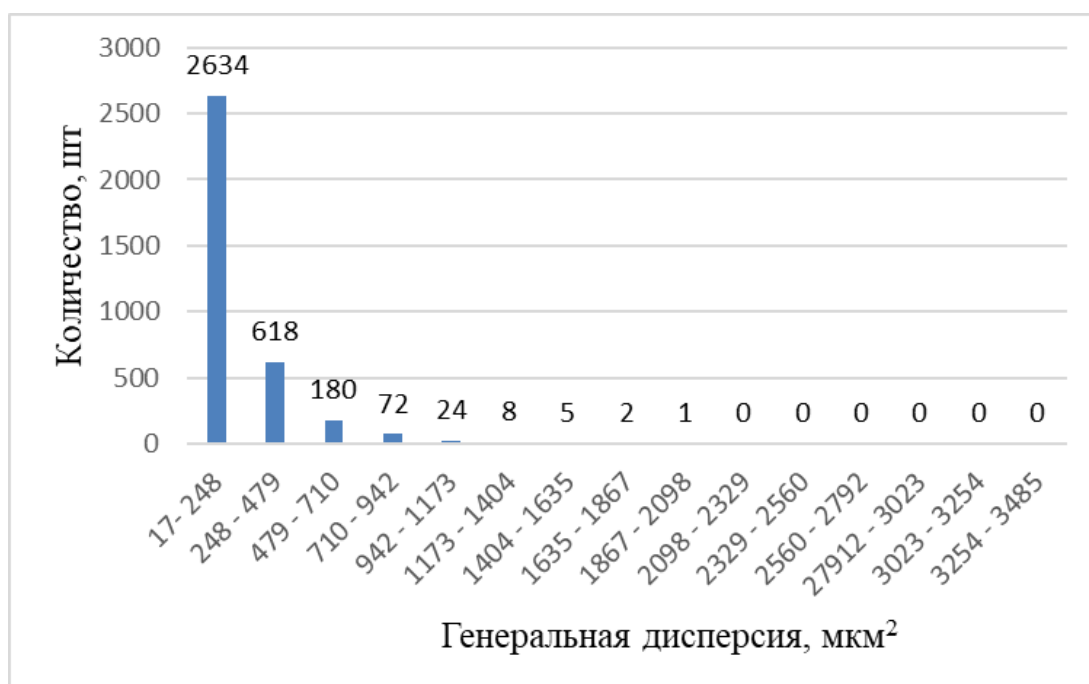
Таблица 14 – Различие значений параметров мезогеометрии изломов ударных образцов стали 38ХНЗМФА с сохранившейся литой и деформированной структурой после отпуска при 570 °С, 3 час, температура испытания 20 °С, шаг сканирования 10 мкм [131]

Состояние	Параметры ступеней ломаной лестницы			
	Ширина, мкм	Угол, °	Высота, мкм	Длина, мкм
прокат	108,0±4,5	55,8±1,2	70,5±4,9	125,0±5,8
поковки	151,0±6,3	62,3±3,3	215,0±9,5	140,5±8,7
	132,9±5,7	77,0±0,9	205,4±8,7	162,8±9,1
	139,9±4,9	78,5±3,1	222,3±19,0	228,8±33,9

При любом шаге, особенно меньше и равном 10 мкм, достаточно высока вероятность измерения фрагментов микрорельефа излома. Их масштаб косвенно будет характеризовать величина генеральной дисперсии уравнения прямой, аппроксимирующей каждую из ступеней ломаной лестницы. Гистограммы распределения значений дисперсий отдельных ступеней ломаной лестницы для изломов сталей 40Х2Н2МА и 38ХНЗМФА (рисунок 31) показывают различие в микростроении, связанную с различием в структурах данных сталей. Более грубым структурам стали 38ХНЗМФА соответствует тяжелый хвост распределения значений генеральной дисперсии.



а)



б)

Рисунок 31 – Гистограммы распределения значений дисперсий отдельных ступеней ломаной лестницы для изломов сталей: а - 40Х2Н2МА и б - 38ХНЗМФА

В целом, очевидно, что построение ломаной лестницы не является простой формализованной процедурой, и должно осуществляться с привязкой к конкретной задаче и учитывать природу разрушения анализируемого объекта мкм²

При измерении характеристик геометрии изломов (как на мезо-, так и на микроуровнях наблюдения) необходимо учитывать их статистическую природу. Следует отметить, что поскольку в формировании излома фактически участвует слой структур толщиной, соизмеримой с глубиной рельефа поверхности, то при измерении его топографии еще более актуальным становится получение статистически представительных выборок результатов измерения геометрии строения структур и изломов.

Отсюда два важных практических вывода. Во-первых, для получения воспроизводимых характеристик геометрии изломов необходимо получить представительную статистику измерений. Невыполнение этого условия в свое время привело к получению противоречивых результатов при определении фрактальной размерности [132]. В частности, при её определении получаемые значения характеристики могли оказаться одинаковыми для различных механизмов разрушения и значительно отличаться для изломов с однородным механизмом разрушения. Накопление представительной статистики измерений мезорельефа различных механизмов разрушения [11] выявило причину таких результатов – малый, из-за высокой трудоемкости, объем измерений геометрии строения излома.

Другое важное обстоятельство, не всегда учитываемое на практике, вид распределения значений параметров морфологии изломов. Как правило, это правосторонняя асимметрия. В этой связи возрастает риск принятия ошибочных заключений при сопоставлении двух выборок результатов измерений, в том случае, когда по умолчанию предполагается их нормальное (симметричное) распределение, и сравнение выборок производится на основе их средних значений и соответствующих критериев классической статистики. Отсюда основания для использования непараметрической статистики, в частности критерия Колмогорова-Смирнова.

Накопленная статистика результатов измерений геометрии ломаной лестницы изломов показала, что она отражает различия в механизмах разрушения и может быть эффективна для объективной ранжировки изломов по вязкости. Таким образом, применение цифровизации для обработки изображений структур и изломов требует обязательного учёта особенностей конкретной задачи, имеющихся представлений (в ряде случаев гипотез) о связи структуры и разрушения (свойств), выбора оптимального набора процедур измерений. Реализация такого подхода позволит внести в измерение структур и изломов количественные меры, что необходимо для выявления причин неоднородности качества, выработки на этой основе объективных управленческих решений, конструирования структур под заданные свойства.

3.5.3 Оценка возможностей описания неоднородности строения мезорельефа изломов на основе параметров шероховатости в соответствии с ГОСТ 2789

Для оценки качества поверхностей обработки традиционно применяются параметры шероховатости (среднеарифметическое отклонение профиля R_a , наибольшая высота профиля R_z , полная высота профиля R_{max}) в соответствии с ГОСТ 2789 (рисунок 32). Было интересно оценить, в какой мере, они могут быть информативны при сопоставлении строения изломов. В качестве базового профиля для обработки было предложено использовать представление мезорельефа излома в виде ломаной лестницы, когда убраны тренд и /или низкочастотные составляющие, не несущие информации о механизмах разрушения.

Для мезорельефа (ломаная лестница) изломов ударных образцов из улучшаемой стали 40X2H2MA были оценены изменения в значениях характеристик шероховатости поверхности разрушения, связанные с влиянием размера зерна аустенита на разрушение (температуры аустенитизации 850, 110 и 1200 °С) и вариацией величины минимальной ширины ступени: 20 и 100 мкм. Показано (таблица 15), что при исследуемых значениях минимальных ширин ступеней, различие параметров шероховатости (R_a , R_z , R_{max}) между температурой аустенитизации (850 °С, 1100 °С, 1200 °С) воспроизводится. Ясно, что критерии шероховатости

для поверхности обработки могут оказаться полезными и дать дополнительную информацию при оценке изломов.

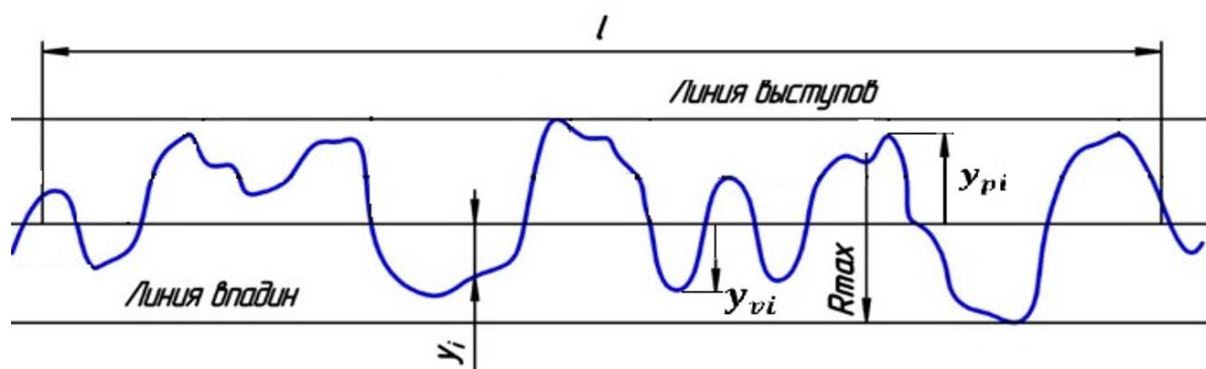


Рисунок 32 – Профилограмма шероховатости поверхности

R_a - среднее арифметическое абсолютных значений отклонений профиля в пределах базовой длины:

$$R_a = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |y_i|$$

R_z - сумма средних абсолютных значений высот пяти наибольших выступов профиля и глубин пяти наибольших впадин профиля в пределах базовой длины:

$$R_z = \frac{\sum_{i=1}^5 |y_{pi}| + \sum_{i=1}^5 |y_{vi}|}{5}$$

R_{max} - расстояние между линией выступов профиля и линией впадин профиля в пределах базовой длины.

$$R_{max} = y_{max} - y_{min}$$

Таблица 15 – Изменение параметров шероховатости (ГОСТ 2789) пилообразного мезорельефа вязких изломов ударных образцов (температура испытания 20 °С) из улучшаемой стали 40Х2Н2МА при различном уровне ограничения минимальной ширины ступени профиля [115]

Параметр шероховатости	Минимальная ширина ступени, мкм	Температура аустенитизации, °С		
		850	1100	1200
Среднеарифметическое отклонение профиля R_a , мкм	20	12,1 ± 0,2	17,3 ± 0,3	19,3 ± 0,3
	100	8,1 ± 0,2	9,8 ± 0,5	15,9 ± 0,7
Наибольшая высота профиля R_z , мкм	20	64,0 ± 0,7	86,9 ± 1,5	119,7 ± 2,3
	100	25,2 ± 0,7	30,4 ± 1,4	59,3 ± 2,3
Полная высота профиля R_{max} , мкм	20	90,3 ± 1,5	120,9 ± 3,3	171,8 ± 4,8
	100	12,1 ± 0,2	17,3 ± 0,3	19,3 ± 0,3

Вариация шага измерения профиля трещины, ограничения, накладываемые на минимальный размер ступени ломаной лестницы могут также привести к изменению вида распределения значений параметров геометрии ломаной лестницы (рисунок 33) [115]. Видно, что последовательное увеличение шага измерения от 10 до 20 и 30 мкм приводит к изменению вида распределения значений высот ступени ломаной лестницы и уменьшению количества ступеней.

В этой связи выбор, как шага измерения мезорельефа, так и минимально возможных размеров ступени ломаной лестницы должен основываться на имеющихся представлениях о конкретном механизме разрушения и учитывать особенности решаемой задачи.

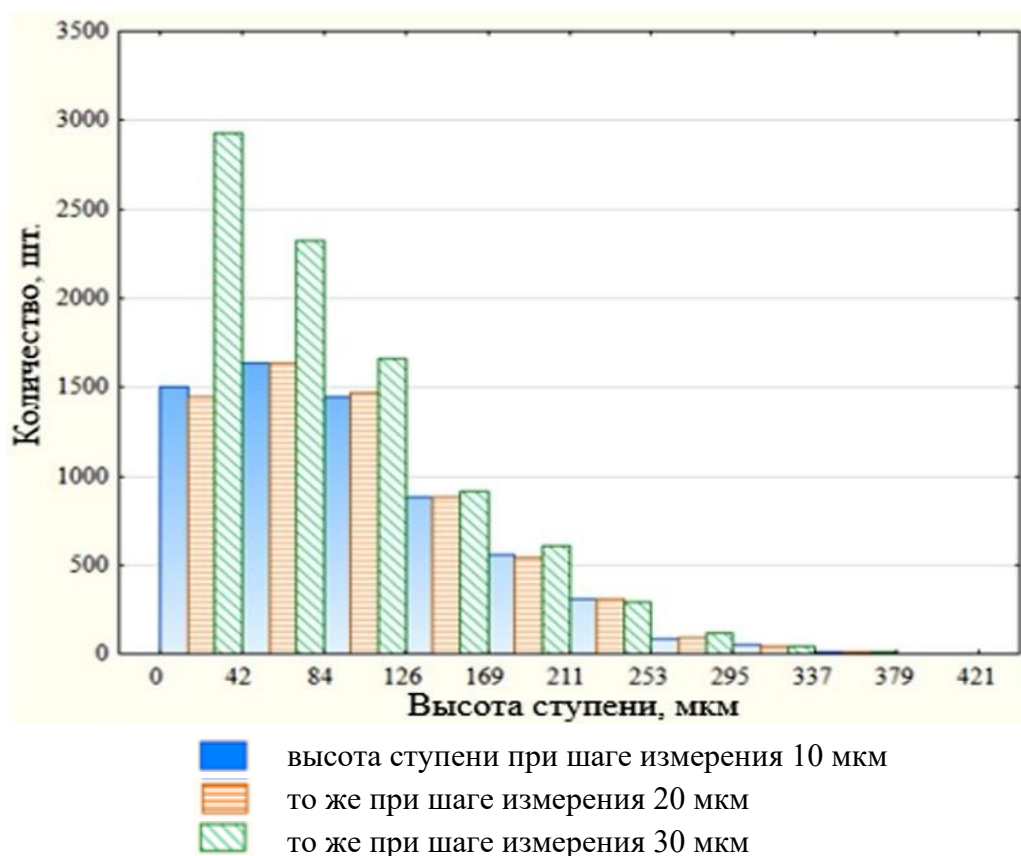


Рисунок 33 – Изменение вида распределения значений высоты ступени N ломаной лестницы в зависимости от шага измерения (при ограничении её ширины $B \geq 120$ мкм), излом ударного образца из стали 40X2H2MA, отпуск 570 °С, (Тисп = 20 °С)

Таким образом, применение параметров шероховатости поверхности в соответствии с ГОСТ 2789 может быть полезно для ранжировки изломов. При этом, получаемые значения характеристик будут зависеть от накладываемых ограничений на минимальный размер (ширину) ступеней ломаной лестницы и шаг измерения. Очевидно, что представляет интерес продолжение исследований в данном направлении.

3.6 Взаимосвязь строения излома и морфологии серного отпечатка стали 16Г2АФ (возможность прогноза разрушения по виду структуры)

Обычно при семантическом анализе для выявления различий в микростроении вязких изломов на 2D-изображениях определяют средний размер ямок $\langle d \rangle$, их анизотропию $\langle A \rangle$ (отношение диаметров в двух взаимно перпендикулярных направлениях), плотность ρ , среднюю площадь ямок $\langle S \rangle$, ширину перемычек среза между ямками $\langle \rangle$ и их долю в кадре. Для выявления неоднородности размещения ямок в изломе, отражающей различие в размещении неметаллических включений на шлифе, эффективно сопоставление статистики полиэдров Вороного [118].

При массовых обработках 2D-изображений изломов неизбежно возникает проблема удаления шумов. С этой целью достаточно эффективной оказалась процедура «эрозия - дилатация», когда пошагово (шаг кратен пикселю) проводится уменьшение размеров объектов, а затем, такое же их последовательное восстановление (рисунок 34). При обоснованном выборе числа шагов, учитывающих природу измеряемого объекта, шумы в процессе процедуры эрозии исчезали, а последующая процедура дилатации «возвращала» элементы структуры в исходное состояние (размеры). Очевидно, что применение такой процедуры возможно после бинаризации исходного изображения (обычно получаемого в 256 оттенках серого).



Рисунок 34 – Схема удаления шумов на основе процедуры «эрозия + дилатация»

Было также показано, что возможности процедур эрозии и дилатации не ограничиваются только удалением объектов шумовой природы. В частности, они были применены для уточнения представлений о природе шиферообразного излома в ударных поперечных образцах из листовой стали 16Г2АФ. Излом представлял собой последовательное волнообразное чередование выступов и впадин (с шагом 300 - 600 мкм и более, по измерениям на лазерном профилографе) и протяженностью до 2-3 мм, совпадающих с направлением прокатки. Их поверхность в свою очередь была покрыта вытянутыми ямками, с меньшим на порядок поперечником, на их дне наблюдались фрагменты ниток сульфида марганца (поперечником ~ 1-

2 мкм, длиной от 10 до 200 мкм и более). На изображении (с разрешением 1 пикс = 2 мкм) в 256 оттенках серого (поле яркости), тёмным полоскам соответствовали вытянутые ямки вязкого излома; светлый фон – перемычкам среза между ними (рисунок 35). На дне вытянутых ямок были видны нитки сульфидов, диаметром ~ 1 мкм, длиной 300 – 1000 мкм.

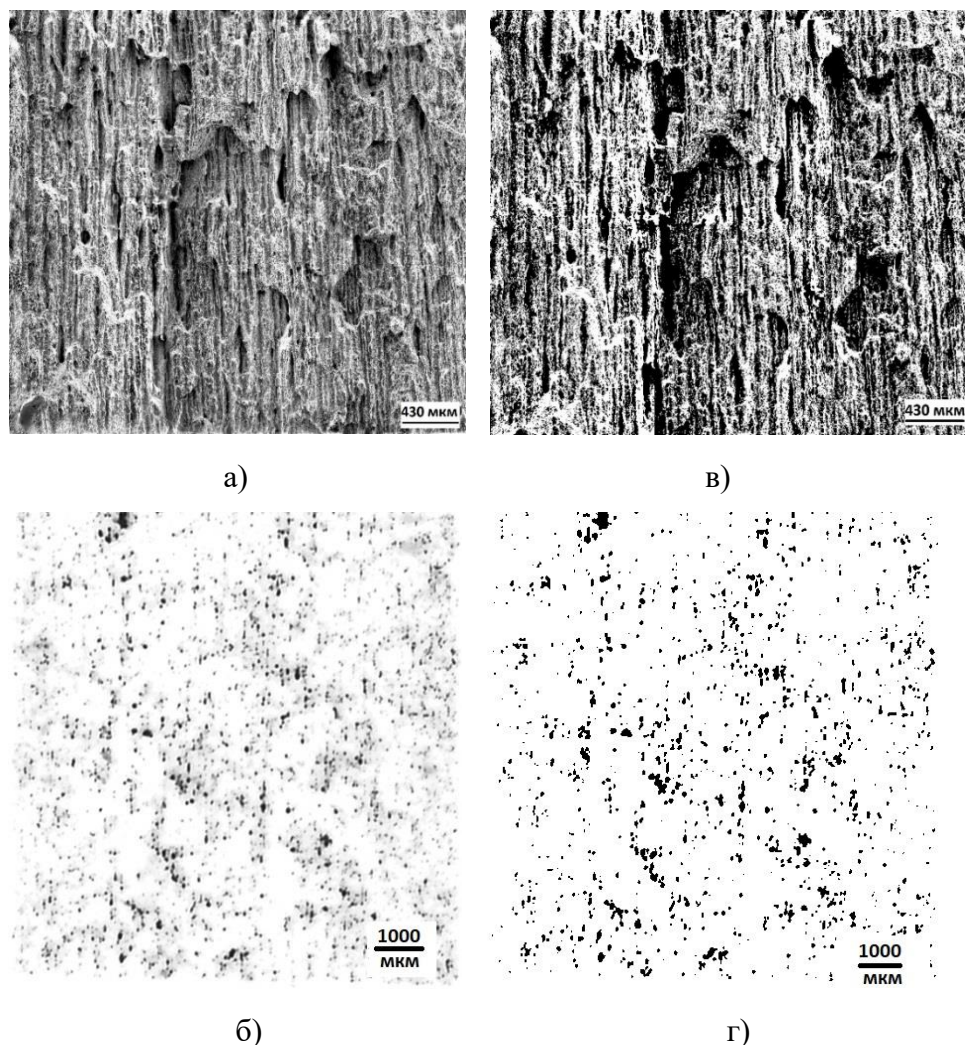
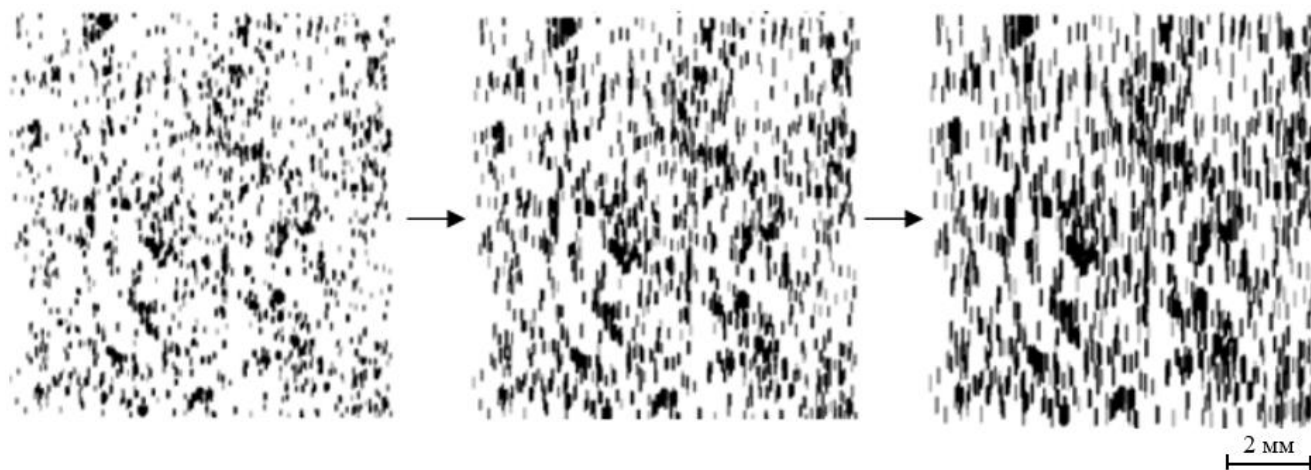


Рисунок 35 – Шиферообразный излом в поперечных ударных образцах из листовой стали 16Г2АФ (а), отвечающее ему изображение серного отпечатка по Бауману (б) и их изображения после бинаризации (в) и (г) соответственно

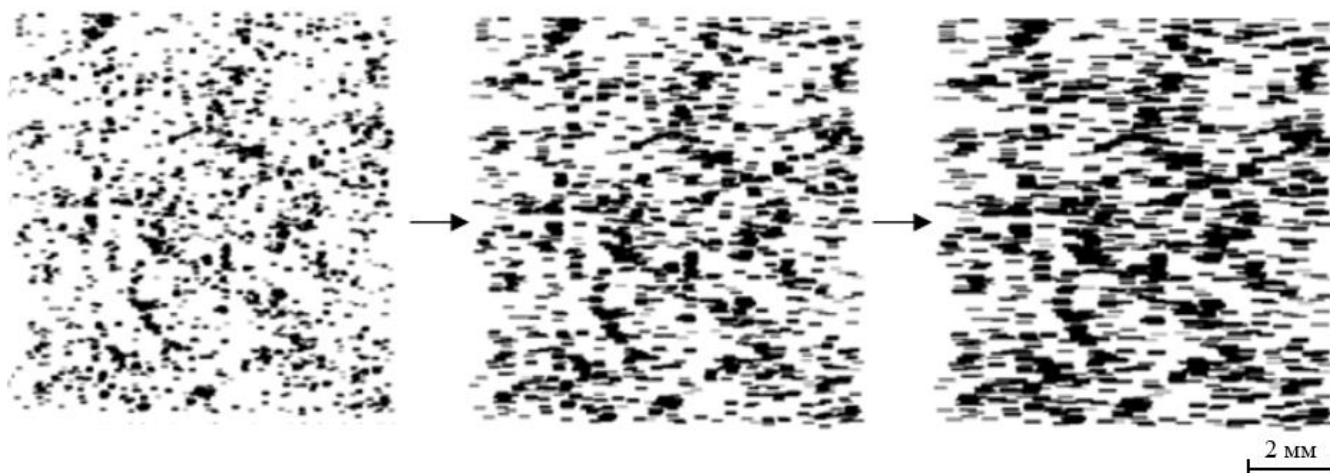
Очевидно, что причиной такого излома могли стать вытянутые вдоль направления прокатки сульфиды, выявляемые обычно либо на металлографическом шлифе, либо по серному отпечатку (по Бауману). Металлография обнаружила в структуре наличие отдельных вытянутых включений [27], однако на изображении серного отпечатка в масштабе образца (с разрешением 1 пикс равен 21 мкм) упорядоченность в расположении темных пятен была выражена в меньшей мере (рисунок 35б). Это подтверждает величина анизотропии изображения $A = 0,85$, определенная по соотношению «темных» пикселей n_x и n_y (в направлении

прокатки) в двух взаимно перпендикулярных направлениях, после перевода изображения серного отпечатка в бинарный вид (в соответствии с рекомендациями [120]).

Для выявления взаимосвязи строения излома и морфологии сульфидов, по измерениям на металлографическом шлифе, необходима сшивка отдельных кадров, полученных при увеличении 500 крат и выше на световом микроскопе, в панораму (в масштабе сечения ударного образца ~ 2000 кадров). Цифровизация измерений делает эту процедуру в принципе возможной, но при этом остается достаточно высокой трудоемкость составления панорамы и предъявляются повышенные требования к вычислительной технике, необходимые для обработки панорам. В этой связи представляет интерес оценка степени информативности изображения серного отпечатка для проведения экспресс-измерений такого рода в масштабах образца. Пятно серного отпечатка всегда значительно больше инициировавшего его сульфида, т.к. при его растворении кислотой сера переносится на фотобумагу газом (в ряду реакций: $\text{MnS} \rightarrow \text{H}_2\text{S} \rightarrow \text{AgS}$). Размеры пятен зависят также от времени его получения. Если форма пятен и их размещение связаны с наличием вытянутых сульфидов, тогда их последовательная дилатация в направлении прокатки должна отразить это обстоятельство. Действительно, дилатация темных объектов изображения в направлении прокатки привела не только к удлинению отдельных пятен, но и к слиянию части пятен, следующих друг за другом (в направлении прокатки). Такая же последовательная дилатация темных пятен, только в поперечном направлении, также привела к изменению их размеров и слиянию (рисунок 36а). Однако для равных шагов дилатации в продольном Y (поперечном X) направлениях, например 1, 2, 3, 4 и 5 пикс, в обе стороны от пятна, изменение величины анизотропии изображения $A_y = n_y/n_x$ ($A_x = n_x/n_y$) было неодинаковым и составило: 2,37 (1,63); 3,39 (2,41); 4,33 (3,19); 5,29 (3,97) и 6,27 (4,75) соответственно. Это указывает на наличие на исходном изображении серного отпечатка ориентировки темных пятен в направлении прокатки (Y).



а)



б)

Рисунок 36 – Бинарное изображение серного отпечатка после дилатации с шагом 3 пикселя
вдоль и поперек направления прокатки

а – изменение изображении при дилатации вдоль направления прокатки;

б – то же при поперечном направлении

При обработке 2D-изображения шиферообразного излома, амплитуда волны которого (перепад высот мезорельефа по измерениям на лазерном профилографе) варьировалась в диапазоне от 150 до 300 мкм, необходимо было выявить наличие вытянутых ямок, соответствующих по своей геометрии и конфигурации размещения морфологии и масштабам строения серного отпечатка. Это определило выбор процедуры обработки изображения излома: эрозия – дилатация с одинаковым шагом в поперечном направлении (относительно направления прокатки) для последовательного удаления мелких объектов (несоизмеримо меньших, по сравнению с масштабами пятен серного отпечатка).

Поскольку масштабы изображений серного отпечатка и излома разные, а процедуры дилатации и эрозии выполняются попиксельно, необходимо подобрать значение шага, которое будет одинаково справедливо в обоих случаях. Для этого изображения подвергались последовательной эрозии и дилатации и проводился расчет среднего расстояния между темными объектами. Измерение прекращали при нахождении значения максимально близкого к пересечению графиков (рисунок 37).

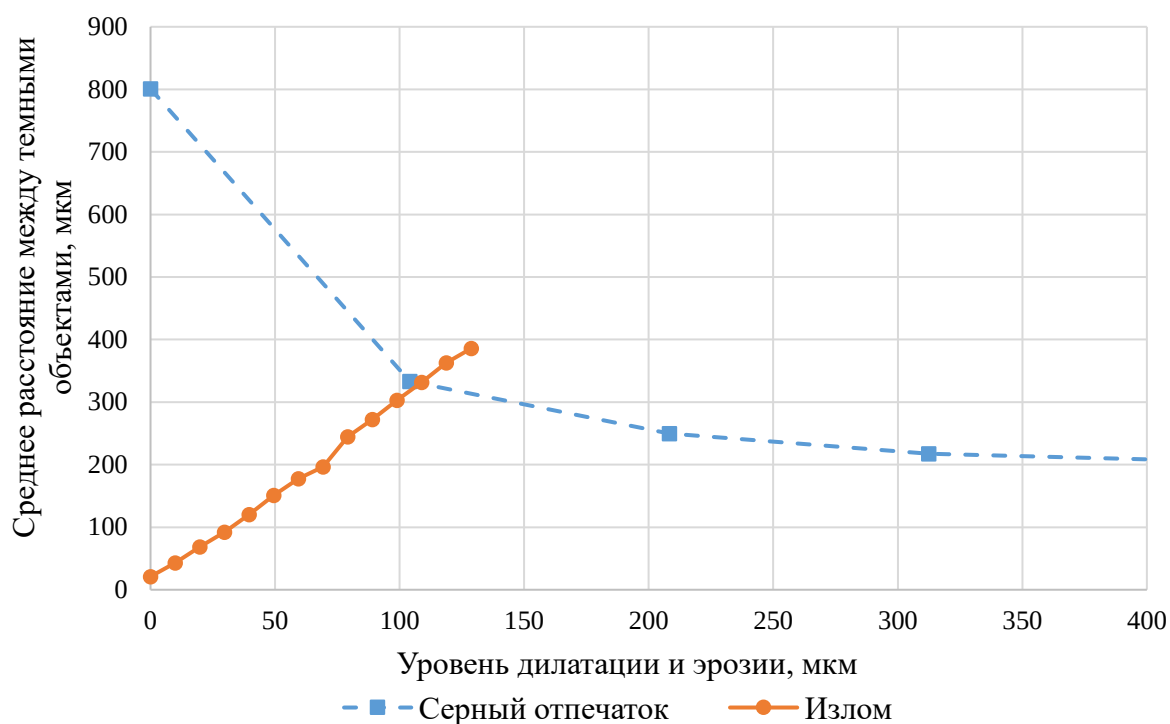
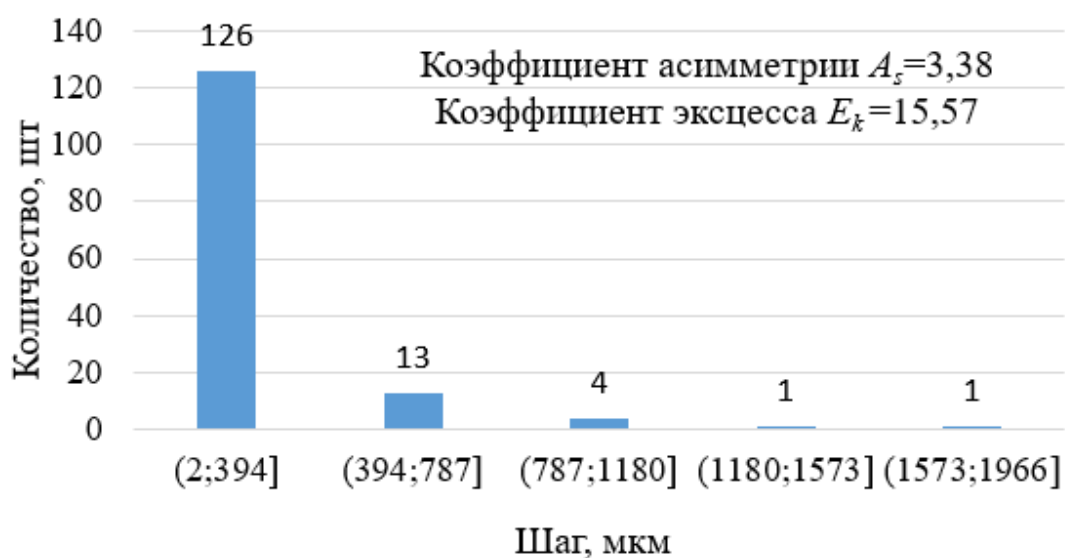


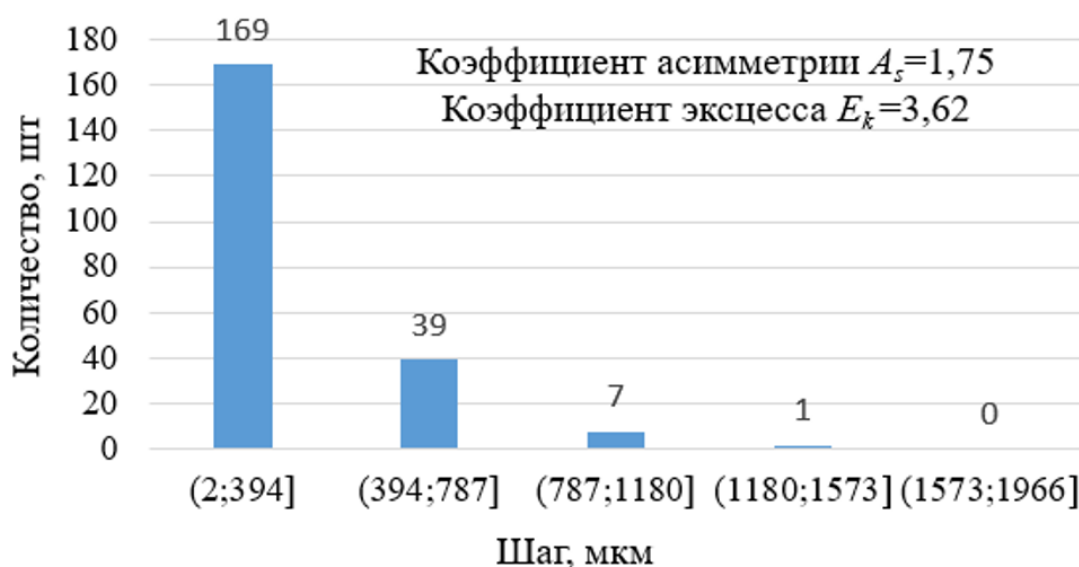
Рисунок 37 – Расчет среднего расстояния между объектами при последовательной эрозии для серного отпечатка и эрозии для изображения излома

Полученное значение составило 100 мкм, что эквивалентно дилатации по 5 пикселей для изображения излома и эрозии по 55 пикселей для серного отпечатка.

Сопоставление результатов измерений обработанных 2D-изображений излома и серного отпечатка показало (рисунок 38), что при достижении определенного шага эрозии и дилатации наблюдается близкий характер распределения значений расстояний между темными объектами – вытянутыми ямками в изломе и пятнами серного отпечатка.



а)



б)

Рисунок 38 – Распределение значений шага между темными объектами – вытянутыми ямками на бинарных 2D-изображениях излома (а) и темными пятнами серного отпечатка (б)

Полученные результаты указывают на одинаковые закономерности в формировании 2D-изображений серного отпечатка и соответствующих им изломов ударных образцов из листовой стали 16Г2АФ. Таким образом, измерения строения изображений прямо подтвердили определяющую роль ниток сульфидов в появлении шиферообразного излома. Это означает, что результаты цифровых измерений и обработки изображений серных отпечатков могут дать дополнительную существенную информацию об их строении, важную, для прогноза разрушения, в данном случае, образования шиферообразного излома.

Очевидно, что наиболее полное представление о строении излома дает его 3D-модель излома, полученная методами стереофотограмметрии, по стереопарам с одного и того же поля зрения, различающимся относительно плоскости объекта на угол $\alpha = 5...10^0$. Для привязки модели к реальному масштабу необходимо использовать эталон-объекты известной геометрии (измеренные независимым способом). Это могут быть, например, сферические включения: НВ почти всегда наблюдаемые в изломе, либо специально размещенные на его поверхности порошинки (гранулы), соответствующие масштабу наблюдаемого рельефа, обычно поперечником от 5 до 20 мкм [11].

Практика реконструкции 3D-моделей изломов, полученных методами стереофотограмметрии, показывает [11,133], что наиболее перспективным объектом исследования для них являются вязкие изломы с развитым рельефом поверхности. Для хрупких изломов, с характерным фасеточным строением изломов, возникают трудности с указанием характерных точек на кадрах, составляющих стереопару. В этой связи заслуживает интереса

применение конфокальной микроскопии [121], возможности которой позволяют построить трехмерную цифровую модель хрупкого излома.

3.7 Совершенствование методики определения критического раскрытия трещины (КРТ)

При наличии неоднородных разномасштабных структур важно оценить их влияние на механические свойства, в том числе трещиностойкость. Для вязких материалов это достаточно трудно сделать с помощью силового критерия вязкости разрушения K_{IC} , вследствие трудностей, связанных с выполнением условий плоской деформации (хотя при этом нет сомнений, что именно с различием в геометрии разнородных структур связан существенный разброс значений трещиностойкости, обычный для испытаний на вязкость разрушения). Более информативными в этой связи могут оказаться критерии нелинейной механики разрушения: интеграл Черепанова-Райса J_c и критическое раскрытие трещины δ_c . ГОСТ 25.506-85 формализует процедуру их определения, однако есть известная неопределенность в их нахождении, например, не вполне ясно, почему старту трещины (при оценке δ_c) должно соответствовать достижение максимальных значений нагрузки. Не ясно, в какой мере необходимо учитывать различия в кинетике распространения трещины в целом. В этой связи, очевидно, что в рамках каждого испытания необходимо учитывать закономерности продвижения вязкой трещины, например, по совместным измерениям акустической эмиссии и топографии статического излома, и геометрию раскрытия её берегов. При таком подходе есть основания также надеяться на получение значений трещиностойкости с привязкой к структуре.

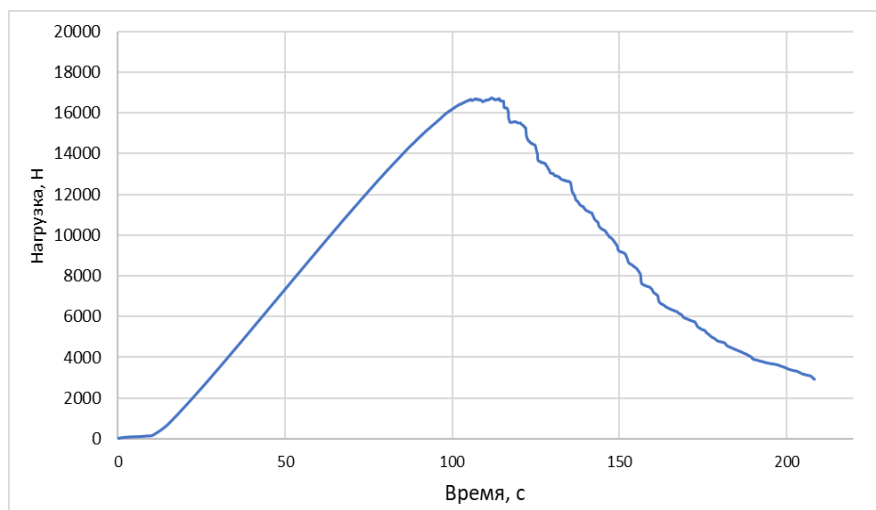
3.7.1 Определение КРТ с учетом требований нормативных документов (ГОСТ 25.506)

В ГОСТ 25.506 для образца типа 4 (плоского образца прямоугольного сечения с надрезом и предварительно выращенной усталостной трещиной) предлагается определять КРТ по следующей формуле (10):

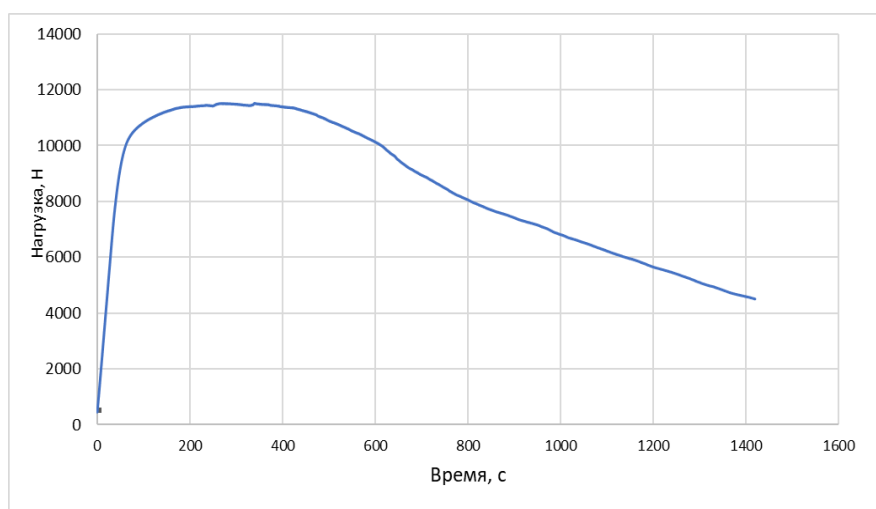
$$\delta_c = \frac{K_C^{*2}(1-\mu^2)}{2\sigma_{0.2}E} + \frac{0.4(b-l)}{0.4b+0.6l+z} \cdot v_{pC} \quad (10)$$

Нужно отметить, что в отличие от формулы расчета КРТ (7) по классической модели, значение l в формуле (10) – это средняя длина усталостной трещины без учета подроста трещины.

В ходе испытания совместно с диаграммой «нагрузка-смещение» регистрировались сигналы АЭ, графически представлены на рисунке 39.



а)



б)

Рисунок 39 – Диаграммы «нагрузка-смещение»

а – сталь 38ХНЗМФА; б – стали 15Х2НМФА

Величина КРТ была рассчитана для точки максимальной нагрузки на диаграмме «нагрузка-смещение» в соответствии с формулой (10), результаты которой приведены в таблице 16.

Таблица 16 – Значения КРТ, рассчитанные по ГОСТ 25.506-85

Сталь	Номер образца	R_c , Н	K_C^{*2} , МПа • м ^{1/2}	КРТ δ_C , мм
38ХНЗМФА-Ш	1	20780	158,1	0,077
	2	22565	164,5	0,082
	3	23540	174,8	0,090
	4*	16742	135,9	0,067
	5*	22860	168,6	0,086
15Х2НМФА	6	14323	99,7	0,296
	7	13761	95,7	0,268

* Испытания проводились совместно с Нго Нгок Ха

Из таблицы видно что, значения δ_s для стали 38ХНЗМФА-Ш меняются в пределах от 0,067 мм до 0,090 мм, а их разброс составляет 75,5%. В то время значения δ_s для стали 15Х2НМФА гораздо больше (примерно в 3-5 раз больше, чем значения δ_s для стали 38ХНЗМФА-Ш). Полученные значения δ_s по существующему стандарту далее будут сопоставлены со значениями δ_s , получаемыми по усовершенствованной методике, предлагаемой нами.

3.7.2 Развитие модели определения КРТ

3.7.2.1 Экспериментальное определение коэффициента вращения n

В соответствии с классической концепцией критического раскрытия трещины исходя из выражения 7 необходимо знание величины коэффициента вращения берегов трещины n . Его можно определить экспериментально, для этого необходимо знать положение центра вращения берегов трещины (выражение 8). Положение центра вращения определяли на основе результатов измерения смещения берегов трещины (в различных точках по её длине). Для этого симметрично по отношению к надрезу и усталостной трещине на трех уровнях по высоте образца (длине трещины) было сделано 3 пары уколов (отпечатки твердости по Роквеллу). Расстояние между центрами симметричных уколов (в каждой паре) составляло 3 мм (рисунок 40).

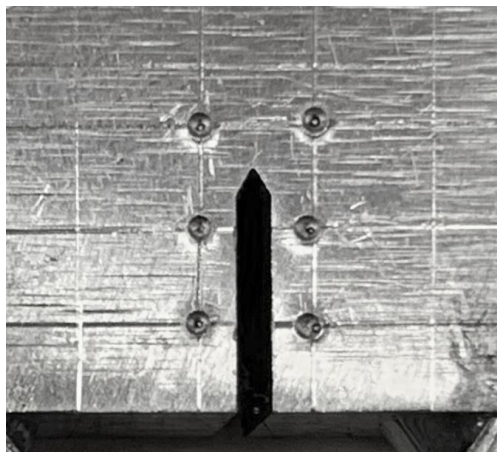


Рисунок 40 – Образец и метки для измерения смещений берегов трещины на трех уровнях по ее высоте

Диаграмма смещения берегов трещины для разных датчиков (верхних, средних и нижних) с нагрузкой представлена на рисунке 41. В процессе испытания, по мере приложения нагрузки расстояние между соответствующими парами уколов увеличивалось. Понятно что, при фиксированной нагрузке смещение, регистрируемое на уровне верхних уколов будет

меньше, чем на уровне нижних. Аппроксимация значений всех трех смещений трех уколов (для фиксированных моментов нагрузки) методом наименьших квадратов дала уравнения прямых, пересечение которых с осью симметрии берегов трещины соответствовало положениям центра вращения трещины (рисунок 42). Таким образом, было определено положение центра вращения в ходе испытания.

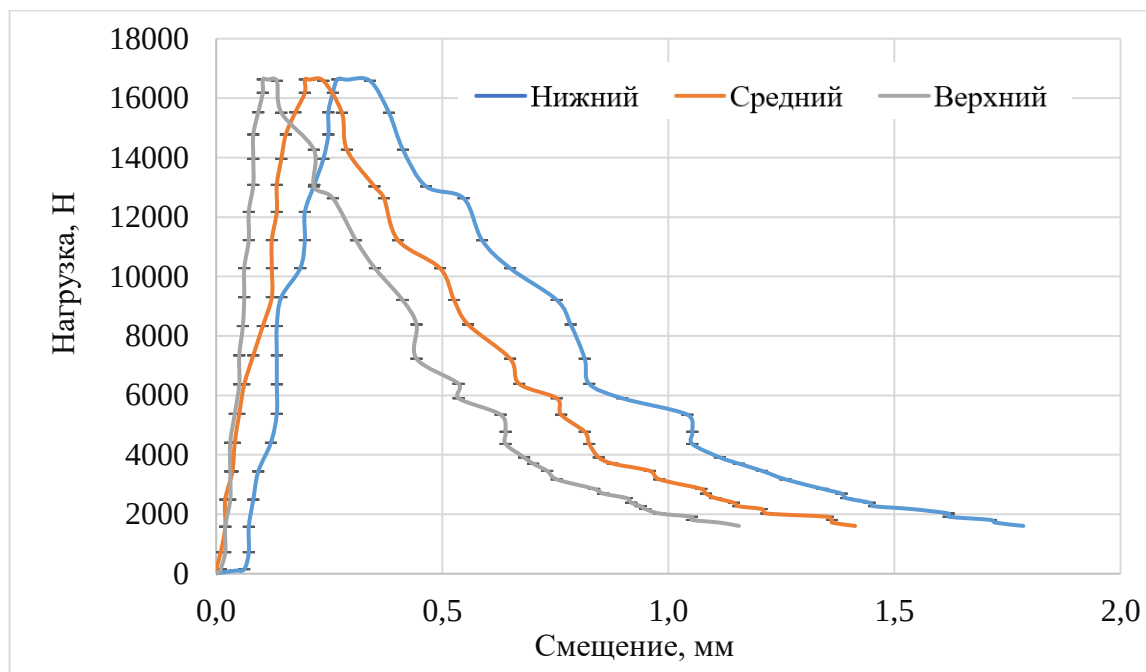


Рисунок 41 – Смещение берегов трещины для разных датчиков по высоте образца

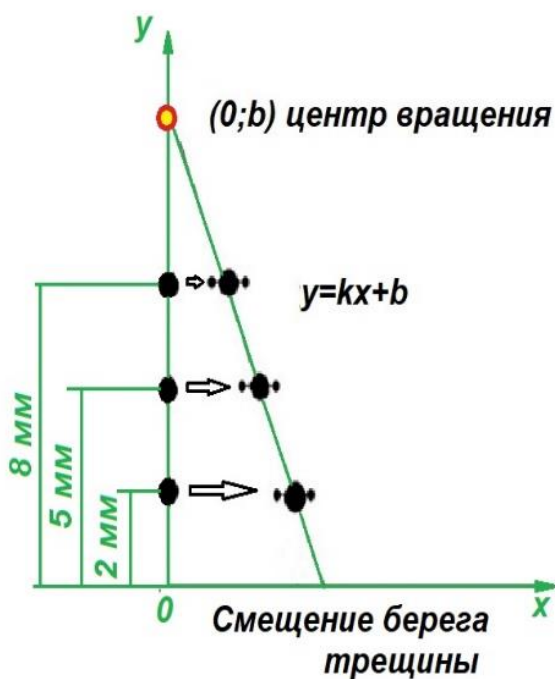


Рисунок 42– Схема определения положения геометрического центра вращения берегов трещины (по высоте образца)

Показано что, для каждого образца всех исследуемых сталей положение геометрического центра вращения по высоте стояло на месте (рисунок 43).

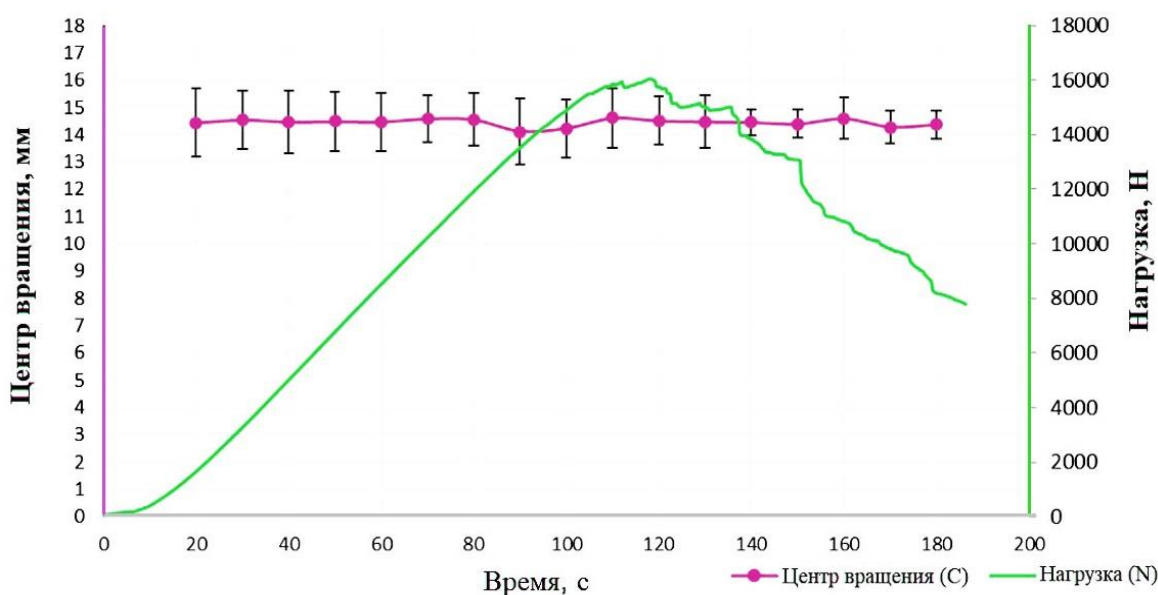


Рисунок 43 – Положение центра вращения на примере образца из стали 38ХНЗМФА-Ш

После того как было определено положение центра вращения, можно рассчитать величину коэффициента вращения n по формуле (8). Результаты определения положения геометрического центра вращения (L) и коэффициента вращения n для усталостной трещины приведены в таблице 17.

Таблица 17 – Значения геометрического центра вращения (L) и коэффициента вращения берегов трещины n исследуемых сталей (7 образцов, в том числе 5 образцов из стали 38ХНЗМФА и 2 образца из стали 15Х2МФА)

Сталь	Номер образца	L , мм	ℓ , мм (усталостная)	n_0
38ХНЗМФА-Ш	1	$14,6 \pm 1,2$	$9,7 \pm 0,1$	$3,5 \pm 0,3$
	2	$14,1 \pm 0,8$	$10,4 \pm 0,1$	$2,7 \pm 0,1$
	3	$13,7 \pm 0,7$	$9,5 \pm 0,2$	$2,5 \pm 0,3$
	4*	$14,4 \pm 0,3$	$10,8 \pm 0,6$	$2,9 \pm 0,4$
	5*	$14,9 \pm 0,7$	$10,9 \pm 0,3$	$3,1 \pm 0,7$
15Х2МФА	6	$15,3 \pm 0,2$	$10,5 \pm 0,1$	$2,4 \pm 0,2$
	7	$15,3 \pm 0,2$	$10,1 \pm 0,2$	$3,2 \pm 0,8$

* Испытания проводились совместно с Нго Нгок Ха

Таким образом, предлагаемая методика позволяет экспериментально определить положение центра вращения и коэффициент вращения соответственно. Измерение смещения

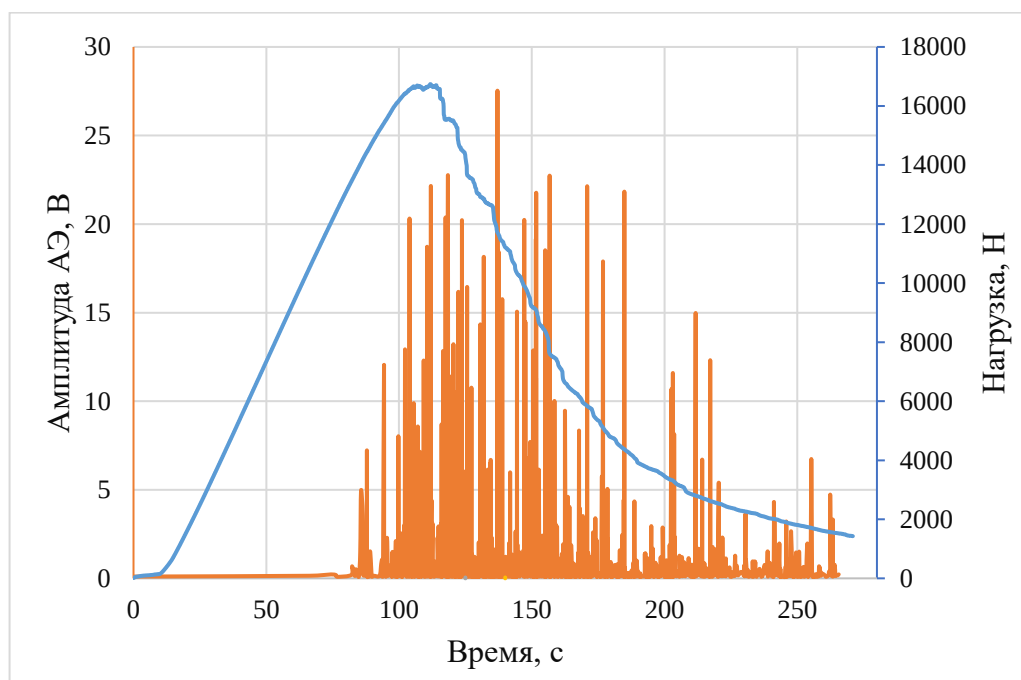
берегов трещины на трех уровнях по высоте трещины и надреза позволило оценить ошибки определяемых величин.

Следующим этапом работы по совершенствованию метода определения δ_C , является изучение кинетики распространения трещины по измерениям АЭ и фрактографии. Это нужно для уточнения величины смещения берегов трещины, которое соответствует критическому моменту ее распространения V_C , изучения механизма развития трещины, что важно для объективного определения значений δ_C .

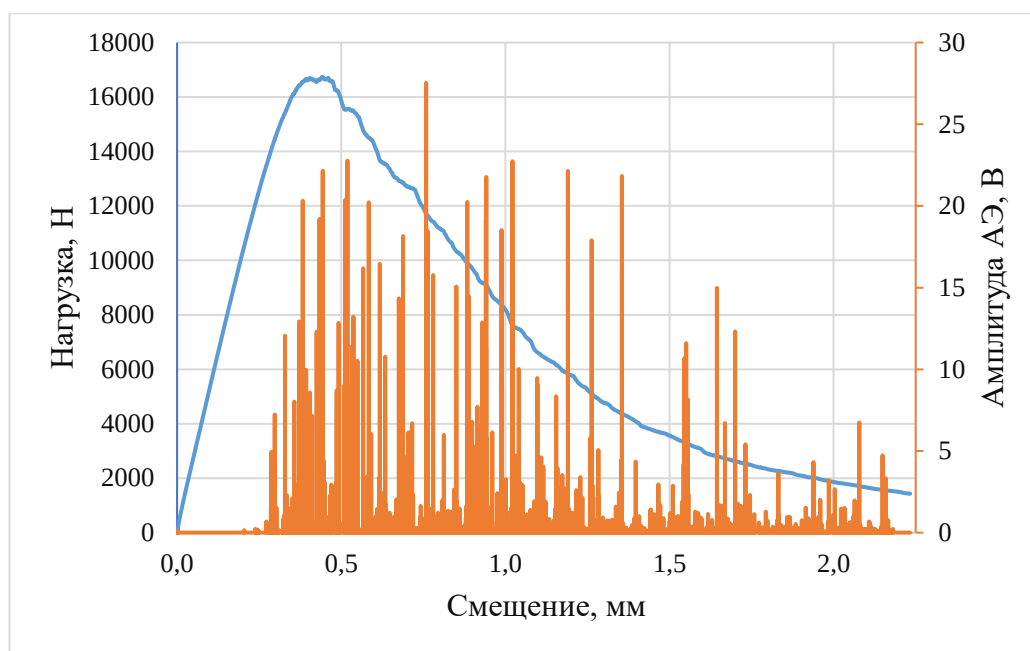
3.7.2.2 Закономерности кинетики распространения трещины по измерениям АЭ и фрактографии

Кинетика распространения трещины изучалась при помощи метода АЭ и фрактографии. В работе метод АЭ был выбран в качестве прямого метода наблюдения кинетики разрушения в силу своей высокой чувствительности к зарождению и развитию трещин. С помощью метода АЭ можно определить критические моменты развития трещины и соответствующие значения смещений V_{ci} .

Показано что, сигналы АЭ, появляющиеся в процессе распространения трещины в материале состоят из множества мелких сигналов меньшей мощностью и сигналов большой мощностью (рисунок 44).



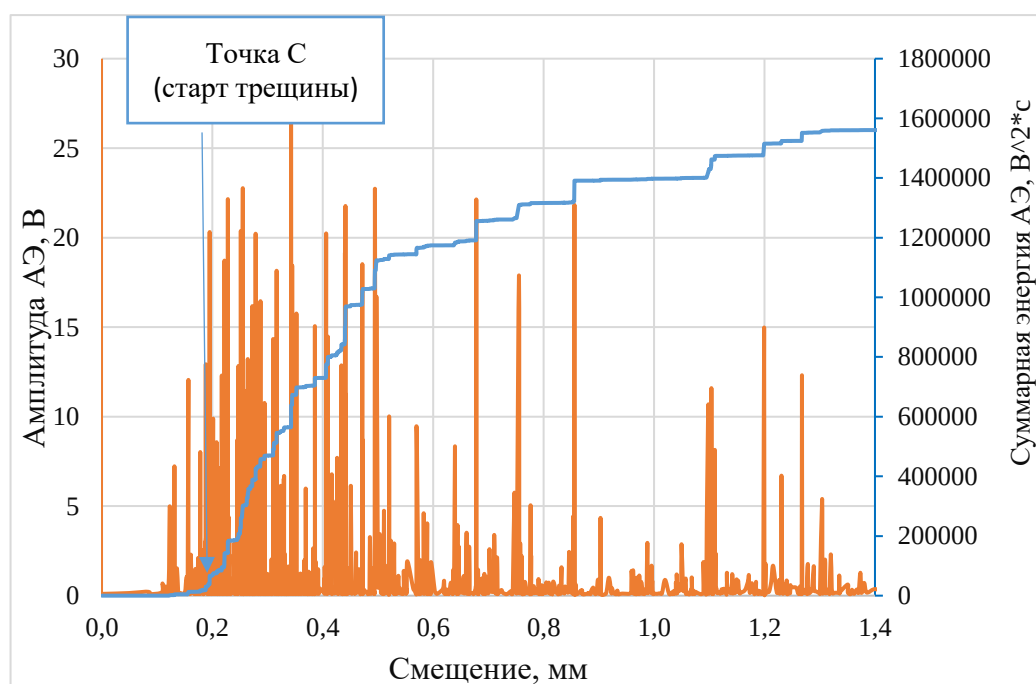
а)



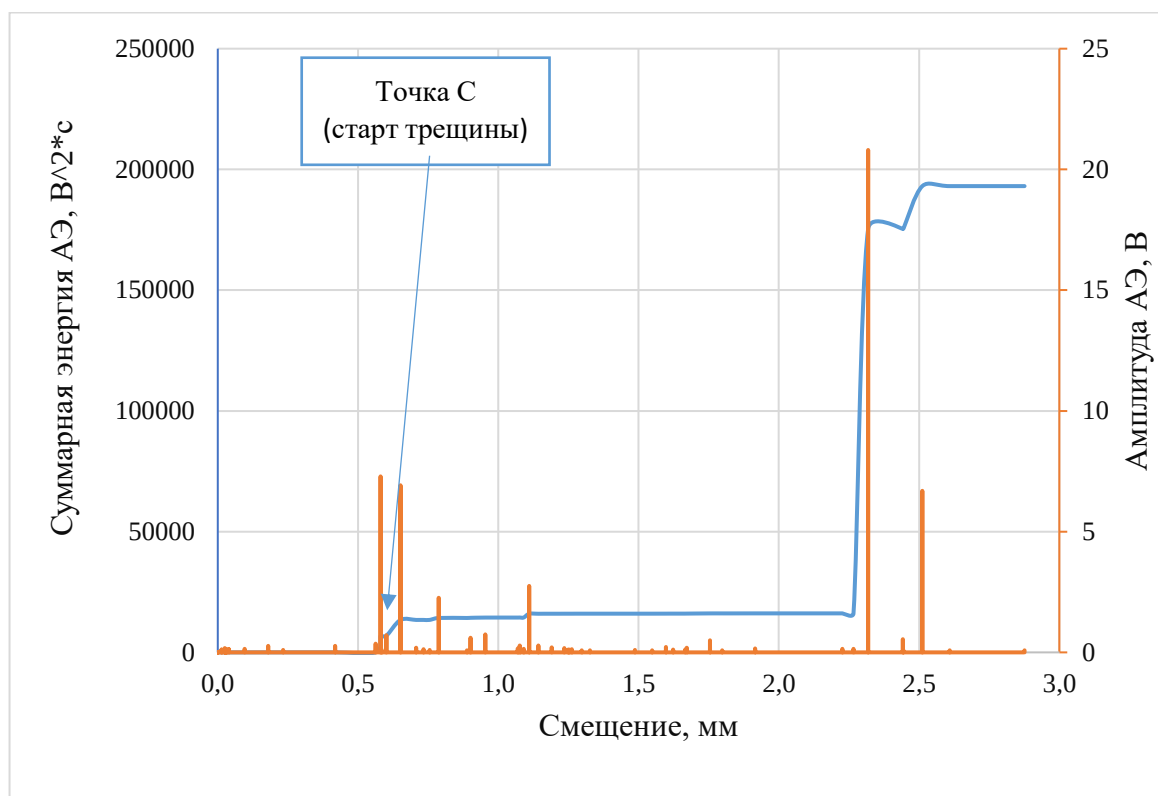
б)

Рисунок 44 – Импульсы АЭ и диаграмма нагрузка-время (а) и диаграмма "нагрузка-смещение" с распределением АЭ при разрушении образца из стали 38ХНЗМФА, (образец №3)

Очевидно, что наиболее мощные сигналы АЭ отвечают за скачки магистральной трещины, меньшей – отдельные акты разрушения и шумы. Момент старта трещины (или начало её ускоренного роста) определяли по величинам суммарной амплитуды и суммарной энергии сигналов АЭ (старт трещины соответствует в момент, когда суммарная амплитуда и суммарная энергия сигналов АЭ резко возрастают). Это основа для выбора момента определения V_c (рисунок 45).



а)



б)

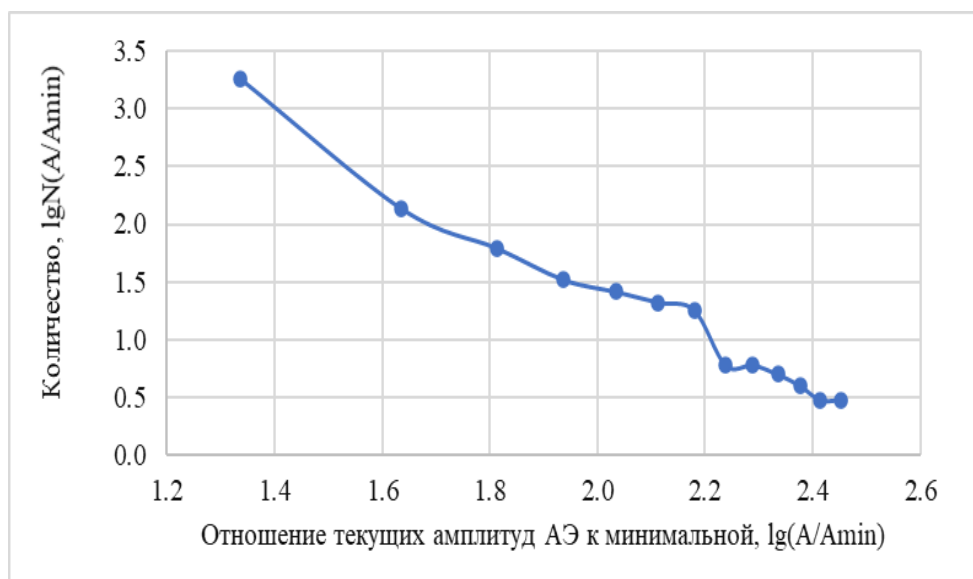
Рисунок 45 – Кинетика накопления суммарной энергии АЭ и появления сигналов АЭ в процессе испытания на вязкость разрушения

а – сталь 38ХНЗМФА-Ш (образец №3); б – сталь 15Х2НМФА (образец №7)

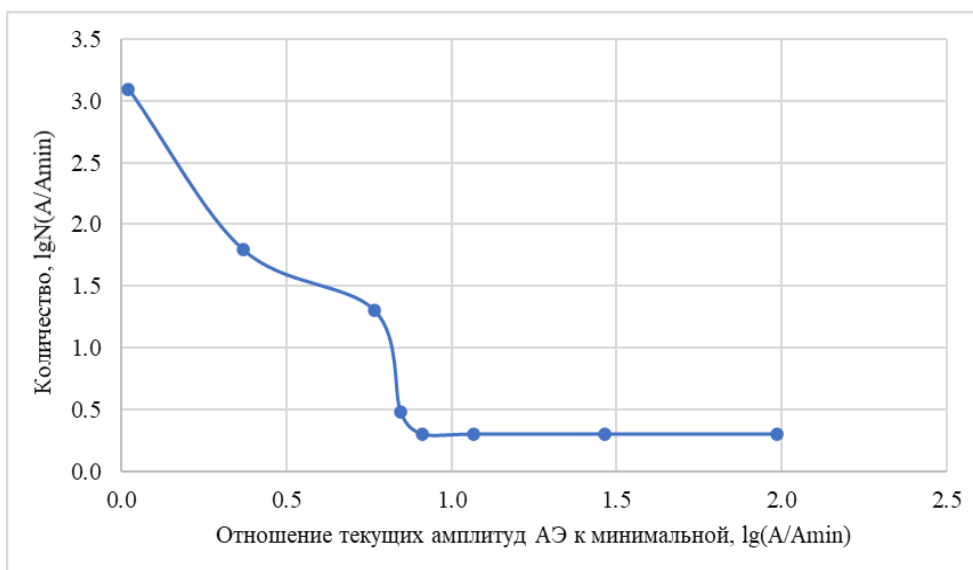
По анализу изменения суммарной энергии сигналов АЭ показано, что суммарная энергия имеет скачкообразный характер – монотонное незначительное повышение суммарной энергии прерывается ее скачкообразным увеличением, которое соответствует мощным сигналам АЭ. Исходя из этого можно сделать вывод, что распространение трещины происходит в виде скачков, между которыми фиксируются отдельные шумовые сигналы АЭ и отдельные амплитуды, соответствующие единичным элементам хрупкого разрушения либо разрушению хрупких неметаллических включений и т. д.

На основе анализа сигналов АЭ в нашем случае можно было сделать вывод что, сигналы АЭ разделяются на следующие три категории: первый тип – это самые мощные сигналы, они характеризуют скачки трещины, второй – менее мощные сигналы, которые характеризуют расслоение НВ или хрупких составляющих (связаны с локальным разрушением), третий тип – это слабые сигналы АЭ - шумовой природы. Полученные сигналы АЭ были подвергнуты фильтрации для отсека шумов и сигналов, не соответствующих скачкам трещины. Для этого

строились кумулятивные гистограммы распределения (рисунок 46). Результаты фильтрации представлены на рисунке 47.



а)

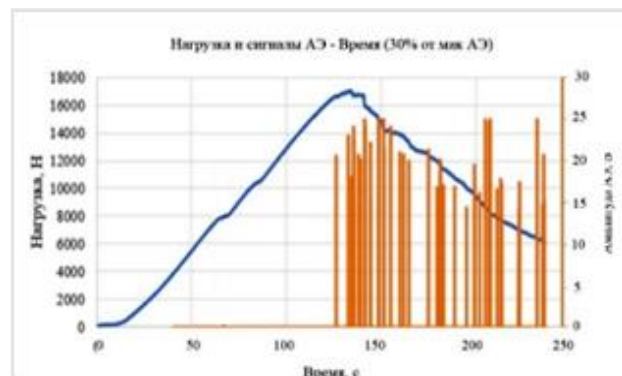


б)

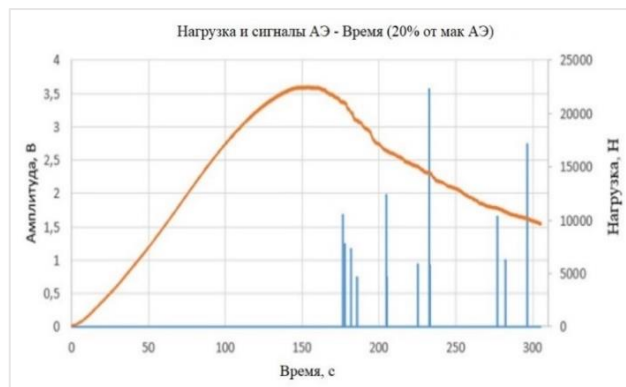
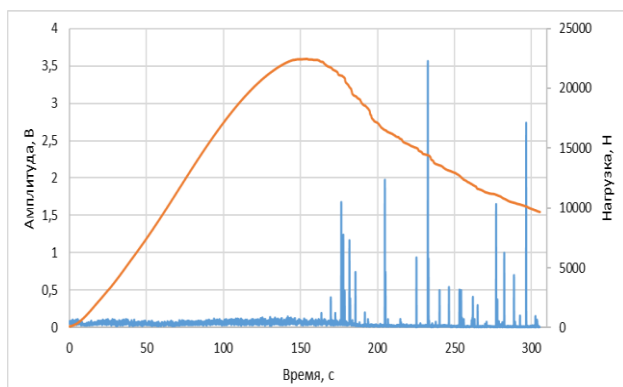
Рисунок 46– Кумулятивное распределение амплитуд АЭ

а – сталь 38ХНЗМФА-Ш; б – сталь 15Х2НМФА

Измерение АЭ [125] от вязкого подраста трещины в ходе испытаний выявило равномерно чередующуюся последовательность наиболее мощных по амплитуде сигналов АЭ. Это признак стабильного, скачкообразного подраста трещины, что не позволяет выделить какой-либо из них в качестве наиболее предпочтительного для определения критического раскрытия трещины. В этой связи возможно определять величину КРТ для любого из ее скачков с учетом подраста и формы переднего фронта трещины.



а)



б)

Рисунок 47 – Фильтрация сигналов АЭ (слева – все зарегистрированные сигналы АЭ; справа – сигналы, превышающие 30% и 20% от максимальной амплитуды)

а – образец №1; б – образец №6

Масштаб и количество фиксированных сигналов зависит от усилителя в электроакустическом тракте. Выделение оптимального диапазона сигналов (по амплитуде) определяются ее абсолютными значениями. Количество скачков, как сопровождаемые скачки трещины, так и единичные сигналы малых амплитуд, в значительной мере зависят от структуры материала, его металлургического качества и также от режима термообработки.

Также не исключено, что крупные единичные скачки трещины при вязком разрушении могут представлять собой суперпозиции из большого числа импульсов меньшей мощности соответствующих практически единовременному срезу перемычек между ямками. В связи с этим представляет интерес оценки закономерностей формирования сигналов АЭ при различных уровнях шума, а также выявление скрытой периодичности с использованием Фурье-преобразования.

3.7.2.3 Уточнение процедуры восстановления формы переднего фронта растущей трещины

Масштабы последовательных подростов трещины и формы их передних фронтов (скачков трещины) определялись на основе цифровых 3D измерений изломов образцов на вязкость разрушения. На рисунке 48 продемонстрирован примерный профиль, извлекаемый из 3D реконструированной модели, полученной с использованием модуля «Оптофронт – 5М», вдоль направления развития трещины.

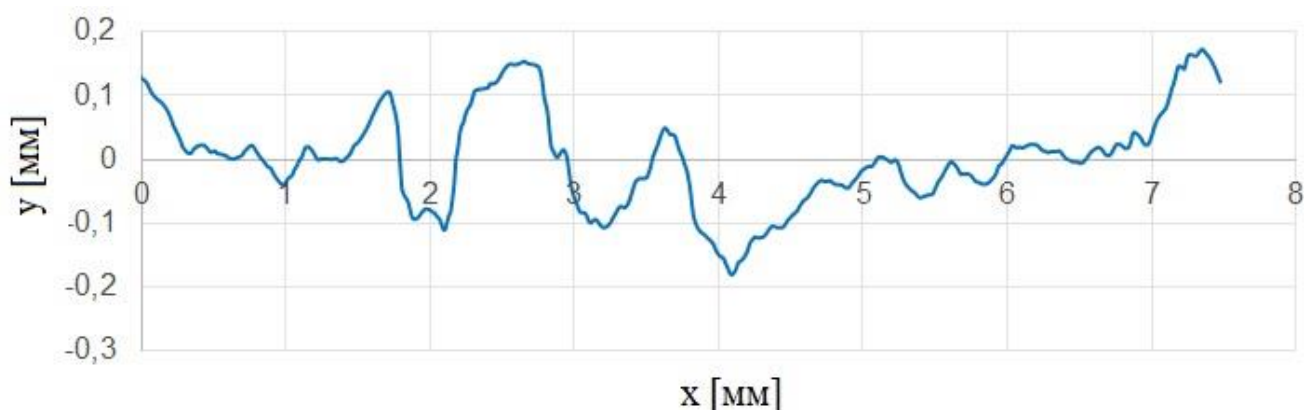
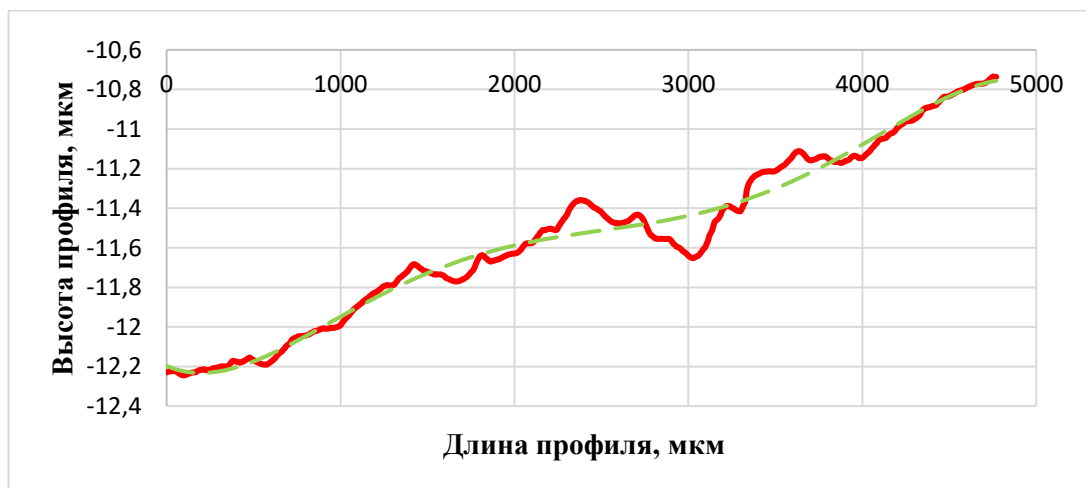


Рисунок 48 – Пример исходного профиля излома, полученного из 3D модели

Из исходного профиля, извлекаемого из 3D-моделей, был вычтен полином оптимальной степени (при необходимости) для устранения низкочастотной составляющей, которая не несёт информацию о механизме разрушения, при этом не искажен мезорельеф. Алгоритм подбора оптимального полинома подробно изложен в разделе 3.5.1.1 данной диссертации. На рисунке 49 представлен исходный профиль (а) и профиль после вычитания полинома оптимальной степени (б). Такой трансформированный профиль использовался для построения ломаных лестниц.



а)

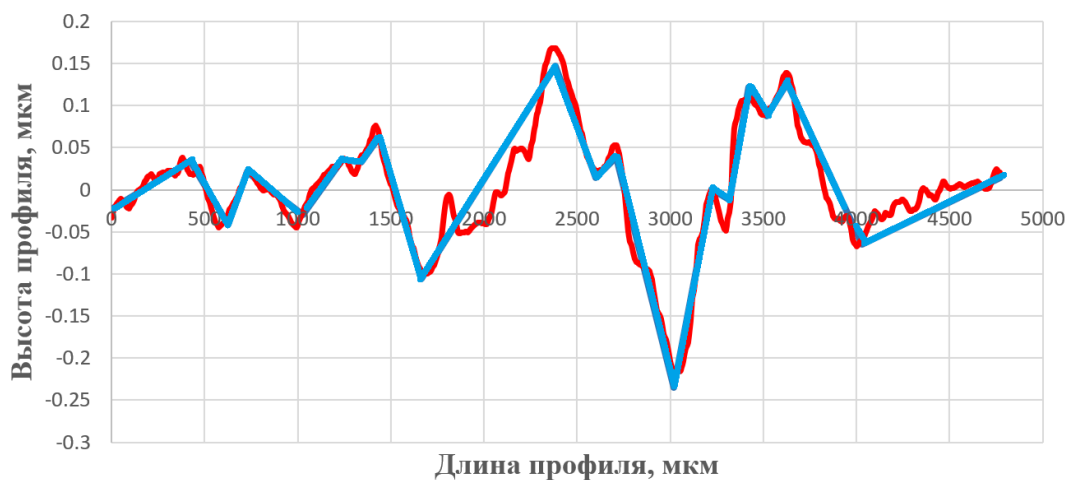


б)

Рисунок 49 – Вычитание низкочастотной составляющей (наилучшим полиномом)

а – исходный профиль (—) с полином (---); б – профиль после вычитания полинома

Ломаная лестница была построена по разработанной процедуре, описанной в разделе 3.5.1.2 данной диссертации. Таким образом, определяются ступени и точки перегиба ломаной лестницы, описывающие траекторию распространения трещины в образце. Полученная ломаная лестница графически представлена на рисунке 50.



а)

Рисунок 50 – Исходный профиль излома с ломаной лестницей

На основании полученных ломаных лестниц, по координатам точек экстремумов были воссозданы формы передних фронтов развивающейся трещины путем последовательного соединения соответствующих минимумов и максимумов на каждой ломаной в единой системе координат (рисунок 51).

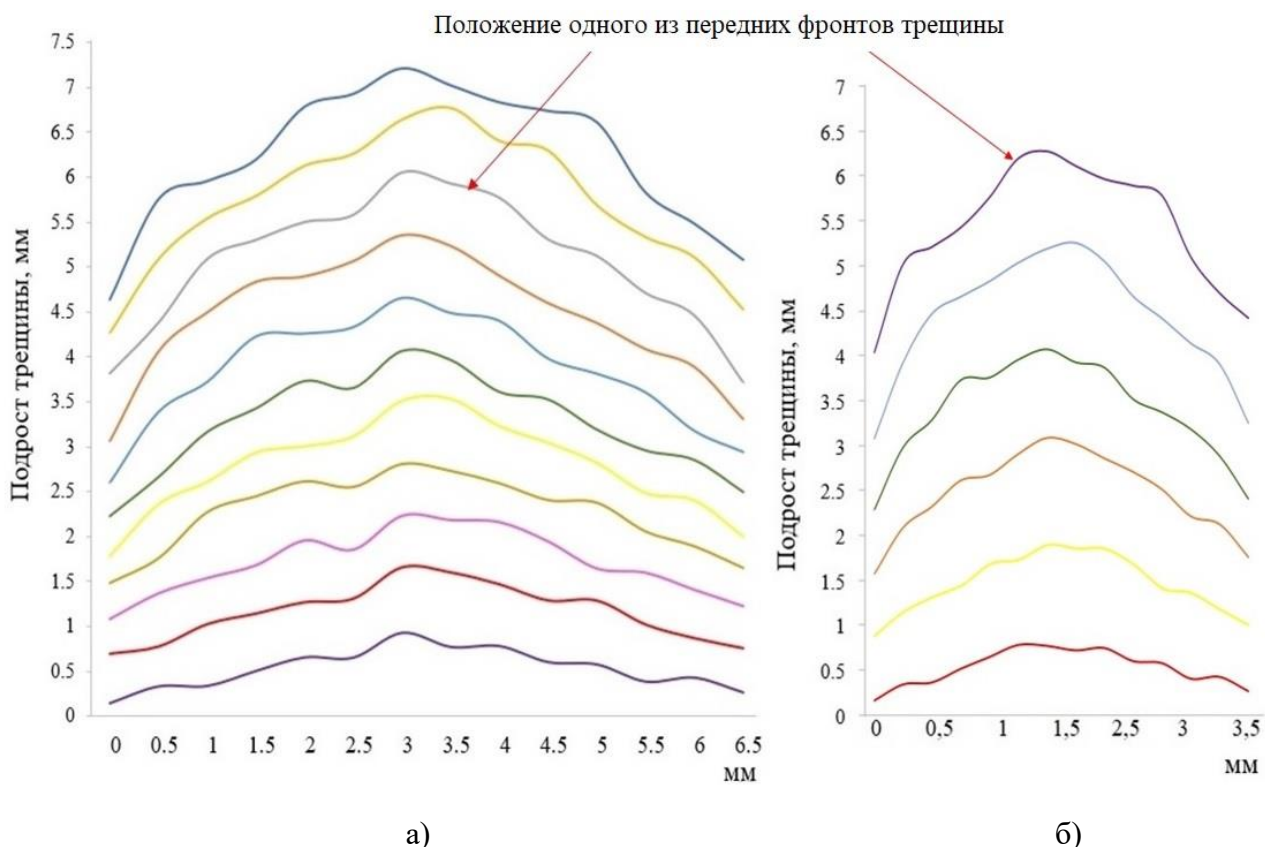


Рисунок 51 – Реконструированные формы передних фронтов развивающейся трещины на примере образцов на вязкость разрушения из стали типа 38ХНЗМФА-Ш (а) и 15Х2НМФА(б)

Сопоставление числа передних фронтов трещины (скачков) в изломе и максимальных импульсов АЭ на изломе каждого образца выявило их совпадение, что указывает на корректность определения критических моментов в развитии статической трещины. Это подтвердило важность и объективность изучения кинетики распространения вязкой трещины с использованием метода АЭ и фактографии, основанной на реконструкции 3D моделей изломов с воссозданием формы передних фронтов трещины.

3.7.3 Сопоставление значений КРТ определенных по усовершенствованной и действующей методикам

Значения критического раскрытия трещины δ_c определяли для каждого из ее первых 4-5 скачков трещины, с учетом экспериментально найденных значений коэффициента вращения n , величины подраста трещины и кривизны ее переднего фронта трещины (в таблице 18 представлены значения δ_c для его центральной области, где обеспечивается максимальная стесненность пластической деформации). Рассчитанные значения δ_c по усовершенствованной методике были сопоставлены со значениями δ_c , определенными по ГОСТ 25.506-85 (таблица 18).

Полученные результаты позволили выявить масштаб различий значений трещиностойкости (критического раскрытия трещины) как в пределах каждого образца и их воспроизводимость от поковки к поковке ($\Delta^{\delta c} = \delta_c^{\max} - \delta_c^{\min}$; $\Delta_1^{\delta c} = |\delta_c^{\text{ГОСТ}} - \delta_{c1}|$; $\Delta_{\max}^{\delta c} = |\delta_c^{\text{ГОСТ}} - \delta_c^{\max}|$; $\Delta_{\min}^{\delta c} = |\delta_c^{\text{ГОСТ}} - \delta_c^{\min}|$) (таблица 19).

Таблица 18 – Значения трещиностойкости (КРТ) исследуемых сталей

Сталь	Номер образца	δ_c по ГОСТу 25.506, мм	δ_c по классической формуле (с учетом скачков трещины), мм					
			δ_{c1}	δ_{c2}	δ_{c3}	δ_{c4}	δ_{c5}	$\delta_c^{\text{ср}}$
38ХНЗМФА-Ш	1	0,077	0,082	0,079	0,093	0,108	-	$0,091 \pm 0,007$
	2	0,082	0,098	0,088	0,091	0,077	0,081	$0,087 \pm 0,004$
	3	0,090	0,121	0,111	0,117	0,119	0,091	$0,112 \pm 0,002$
	4*	0,067	0,065	0,062	0,063	0,056	0,052	$0,059 \pm 0,002$
	5*	0,086	0,093	0,085	0,073	0,071	0,068	$0,078 \pm 0,005$
15Х2НМФА	6	0,296	0,319	0,329	0,298	0,347	0,316	$0,322 \pm 0,010$
	7	0,268	0,179	0,173	0,194	0,152	0,228	$0,185 \pm 0,009$

Таблица 19 – Масштаб неоднородности значений δ_c (мм) металла поковок с неоднородной структурой из стали 38ХНЗМФА-Ш и 15Х2НМФА

Сталь	Номер образца	$\Delta_1^{\delta c}$	$\delta_c^{\max}$	$\delta_c^{\min}$	$\Delta^{\delta c}$	$\Delta_{\max}^{\delta c}$	$\Delta_{\min}^{\delta c}$
38ХНЗМФА-Ш	1	0,005	0,108	0,079	0,029	0,031	0,002
	2	0,016	0,098	0,077	0,021	0,016	0,005
	3	0,031	0,121	0,091	0,030	0,031	0,001
	4*	0,002	0,065	0,052	0,013	0,002	0,015
	5*	0,007	0,093	0,068	0,025	0,007	0,018
15Х2НМФА	6	0,023	0,347	0,298	0,049	0,051	0,002
	7	0,089	0,228	0,152	0,076	0,040	0,116

* Испытания проводились совместно с Нго Нгок Ха

Таким образом, для крупных поковок из улучшаемых сталей 38ХНЗМФА-Ш и 15Х2НМФА было показано, что значения δ_c в пределах одного образца могут различаться от 25 до 37% и от 16 до 50 % соответственно. При этом значения, определенные в соответствии с ГОСТ 25.506, могут отличаться от 3 до 34% для 38ХНЗМФА-Ш и 8 до 33% для 15Х2НМФА по

сравнению с величинами δ_c , характерными для первого скачка статической трещины (по измерениям АЭ).

Отличие гостовских значений δ_c в пределах одного образца по сравнению с величиной КРТ, определенной экспериментально - $\delta_c^{\max}$, варьировалось в пределах от 3 до 40 % для стали 38ХНЗМФА-Ш, от 15 до 17% для 15Х2НМФА; по сравнению с минимальным значением раскрытия - $\delta_c^{\min}$, оно достигало 22 и 43 % соответственно.

Наблюдаемое различие значений трещиностойкости в пределах одного образца и между поковками показывает, что объективная оценка влияния разнородных структур: дендритной, неметаллических включений и микроструктуры) – на сопротивление металла разрушению возможна только с привязкой к структуре. Это обуславливает преимущество предложенного подхода в определении величины δ_c с привязкой к конкретной зоне поковки или фрагменту ее разнородной структуры. Это важно при выявлении причин разброса вязкости, выявлении ее структурных и металлургических факторов и позволило повысить объективность прогноза разрушения металла в целом.

Исходя из этого можно выделить именно те факторы структуры, которые лимитируют разброс вязкости, что важно для разработки технологических мероприятий по повышению однородности вязкости разрушения металла.

При оценке КРТ по уточненной методике необходимо учитывать фактор кривизны переднего фронта трещины. На каждом образце как правило трещина подрастает быстрее в центральной части образца, где наблюдается самое напряженное состояние. Неоднородность структуры материалов оказывает влияние на строение изломов, в частности на форму фронта трещины. Фактически на всех фронтах трещины наблюдается его кривизна. Следовательно, значения КРТ, рассчитанные для каждого скачка трещины на разных участках (по толщине образца) одного переднего фронта могут отличаться.

Уточненный метод по определению КРТ, предложенный в данной работе можно использоваться для оценки вязкости разрушения (трещиностойкости) других классов промышленных материалов. Данные о КРТ для того или иного материала может включать в нормативные требования при проектировании конструкции, что способствовало повысить надежность работы конструкций и ресурс их эксплуатации. В целом, это обеспечит возможность повышения объективности аттестации качества металла, понимания причин его неоднородности, выработки объективных приемов управления качеством металлопродукции, конструирования оптимальных структур под заданные свойства.

3.8 Оценка возможностей повышения объективности определения J -интеграла

Для оценки работоспособности материалов, разрушающихся вязко также возможно применение другого параметра нелинейной механики разрушения (деформационный критерий вязкости разрушения): J -интеграла. Предполагается, что моменту достижения J -интеграла некоторой критической величины J_{Ic} должен соответствовать неограниченный рост трещины.

Согласно ГОСТ 25.506-85, критические значения J -интеграла (J_{Ic}) определяли в соответствие в момент достижения максимальной нагрузки. Для этого на диаграмме «Нагрузка – прогиб» выделяли пластическую часть (заштрихованную область на диаграмм) и вычисляли работу A_{pc} , соответствующую пластической области под диаграммой (рисунок 52).

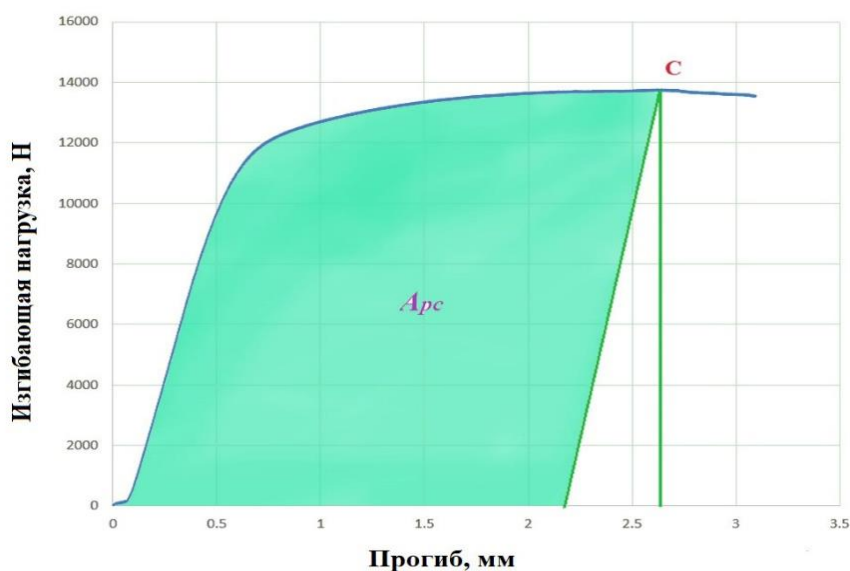


Рисунок 52 – Выделение пластической части на диаграмме «Нагрузка – прогиб»

Значение J_c вычисляют по приведенной ниже формуле:

$$J_c = \frac{(1-\mu^2) \cdot K_C^{*2}}{E} + \frac{2 \cdot A_{pc}}{(b-l) \cdot t} \quad (11)$$

где μ – коэффициент Пуассона, МПа;

E – модуль нормальной упругости, МПа;

A_{pc} – работа, соответствующая пластической части диаграммы «нагрузка – смещение», МДж;

b – ширина образца, м;

l – длина трещины с надрезом, м.

t – толщина образца, м;

Полученные значения J -интеграла приведены в таблице 20. Из полученных результатов следует отсутствие взаимосвязи между двумя характеристиками трещиностойкости,

измеренными в соответствии с требованиями нормативных документов. С одной стороны это может отражать определенное несовершенство в подходах к их определению, с другой - различие в природе двух характеристик вязкости разрушения (деформационный и энергетический критерии).

Таблица 20 – Значения трещиностойкости (δ_c и J -интеграл) металла образца из сталей 38ХНЗМФА-Ш и 15Х2НМФА, рассчитанные по ГОСТ 25-506

Сталь	№ образца	R_c , Н	δ_c , мм	J_c , МДж/м ²
38ХНЗМФА-Ш	1	20780	0,077	0,057
	2	22565	0,082	0,099
	3	23540	0,090	0,070
	4*	16742	0,067	0,062
	5*	22860	0,086	0,067
15Х2НМФА	6	14323	0,296	0,298
	7	13761	0,268	0,274

* Испытания проводились совместно с Нго Нгок Ха

Для всех образцов из стали 38ХНЗМФА-Ш и 15Х2НМФА отмечен размах значений трещиностойкости. Это может объясняться неоднородностью структуры металла от образца к образцу и от поковки к поковке. Другой важной причиной появления разброса значений трещиностойкости, определенных по действующему стандарту является то, что ГОСТ не учитывает подрост развивающейся трещины. В связи с этим в работе было проведение исследования характеристик трещиностойкости - J -интеграла с учетом подраста трещины.

При распространении трещины каждый подрост трещины (скачки трещины) сопровождается выделением энергии деформации. В данной работе скачки трещины зафиксировались по зарегистрированным сигналам АЭ и по измерению топографии излома. Были учтены длины подрастающей трещины путем добавления к исходной длине усталостной трещины величину каждого скачка трещины. Таким образом, значения J -интеграла были рассчитаны для каждого из ее первых 5 скачков трещины с учетом подраста трещины (таблица 21). Полученные результаты позволили выявить масштаб различий значений трещиностойкости (J -интеграл) как в пределах каждого образца и их воспроизводимость от поковки к поковке ($\Delta^J = J^{\max} - J^{\min}$; $\Delta_1^J = |J^{\text{ГОСТ}} - J_1|$; $\Delta_{\max}^J = |J^{\text{ГОСТ}} - J^{\max}|$; $\Delta_{\min}^J = |J^{\text{ГОСТ}} - J^{\min}|$) (таблица 22).

Таблица 21 – Значения трещиностойкости (J -интеграл) стали 38ХНЗМФА-Ш и 15Х2НМФА

Сталь	Номер образца	J -интеграл по ГОСТу 25.506, МДж/м ²	J -интеграл (с учетом скачков трещины), МДж/м ²					
			J_1	J_2	J_3	J_4	J_5	J^{cp}
38ХНЗМФА-Ш	1	0,057	0,066	0,075	0,097	0,092	0,083	0,083 ± 0,006
	2	0,099	0,055	0,047	0,057	0,081	0,076	0,063±0,007
	3	0,070	0,095	0,102	0,135	0,083	0,086	0,100 ± 0,009
	4*	0,062	0,088	0,092	0,102	0,079	0,097	0,092 ± 0,004
	5*	0,067	0,039	0,053	0,042	0,064	0,045	0,049 ± 0,006
15Х2НМФА	6	0,298	0,336	0,519	0,587	0,342	0,481	0,453 ± 0,050
	7	0,274	0,168	0,145	0,179	0,122	0,189	0,161 ± 0,012

Таблица 22 – Масштаб неоднородности значений J -интеграл (МДж/м²) металла поковок с неоднородной структурой из стали 38ХНЗМФА-Ш и 15Х2НМФА

Сталь	Номер образца	J_1	J_{max}	J_{min}	Δ^J	Δ_1^J	Δ_{max}^J	Δ_{min}^J
38ХНЗМФА-Ш	1	0,066	0,097	0,066	0,031	0,009	0,040	0,009
	2	0,055	0,081	0,047	0,034	0,044	0,018	0,052
	3	0,095	0,135	0,083	0,052	0,025	0,065	0,013
	4*	0,088	0,102	0,079	0,023	0,026	0,040	0,017
	5*	0,039	0,064	0,039	0,025	0,028	0,003	0,028
15Х2НМФА	6	0,336	0,587	0,336	0,251	0,038	0,289	0,038
	7	0,168	0,189	0,122	0,067	0,106	0,085	0,152

* Испытания проводились совместно с Нго Нгок Ха

Для крупных поковок из сталей 38ХНЗМФА-Ш и 15Х2НМФА показано, что значения J -интеграла в пределах одного образца различались от 29 до 72% и от 55 до 75% соответственно. При этом отличие значений интеграла Черепанова-Райса, определенных в соответствии с ГОСТ 25.506, от величин J -интеграла, характерных для первого скачка статической трещины (по измерениям АЭ), составило 16 - 44% для стали 38ХНЗМФА-Ш, 13 - 39% для стали 15Х2НМФА.

Сравнение значений, определенных в соответствии с ГОСТ 25.506, с величиной J_{max} дало следующее различие в уровне трещиностойкости: от 4 до 93 % для стали 38ХНЗМФА-Ш и от

31 до 97% для стали 15Х2НМФА; по сравнению с минимальным значением $J_{\min}$ - от 16 до 53 % и от 13 до 55 % соответственно.

Обнаружено также что, значения трещиностойкости (δ_c и J -интеграл) металла образцов из стали 15Х2НМФА значительно больше, чем их значения металла образцов из стали 38ХНЗМФА-Ш. Это может быть объясняться степенью неоднородности разномасштабных структур в этих сталях: сталь 15Х2НМФА более чистая по НВ, чем сталь 38ХНЗМФА-Ш. Двукратное различие в объемной доле включений при одинаковой их плотности указывает на наличие более грубых включений в стали 38ХНЗМФА-Ш (см. таблицу 5). Наличие выраженной неоднородности размеров микроструктурных составляющих в стали 38ХНЗМФА-Ш, в частности, ферритных белых полей [15], дополнительный фактор, определяющий разброс трещиностойкости металла, как в пределах каждого образца, так и между поковками. Однако даже в более чистой стали 15Х2НМФА возможна неоднородность в размещении НВ, что в сочетании с сохранившимся рисунком дендритной структуры может привести к разбросу вязкости, но на более высоком ее уровне [9,24,61].

Было также оценено соотношение между значениями J -интеграла (рассчитанного при выборе длины трещины, равной её длине в центральной части образца, где наблюдается наиболее интенсивное напряжение и при выборе усредненных значений длины трещин по толщине образца по пяти точкам) и площадями подроста скачка трещины. Показано, что для этой зависимости коэффициент корреляции находится в интервале от 0,576 до 0,853 (рисунок 53).

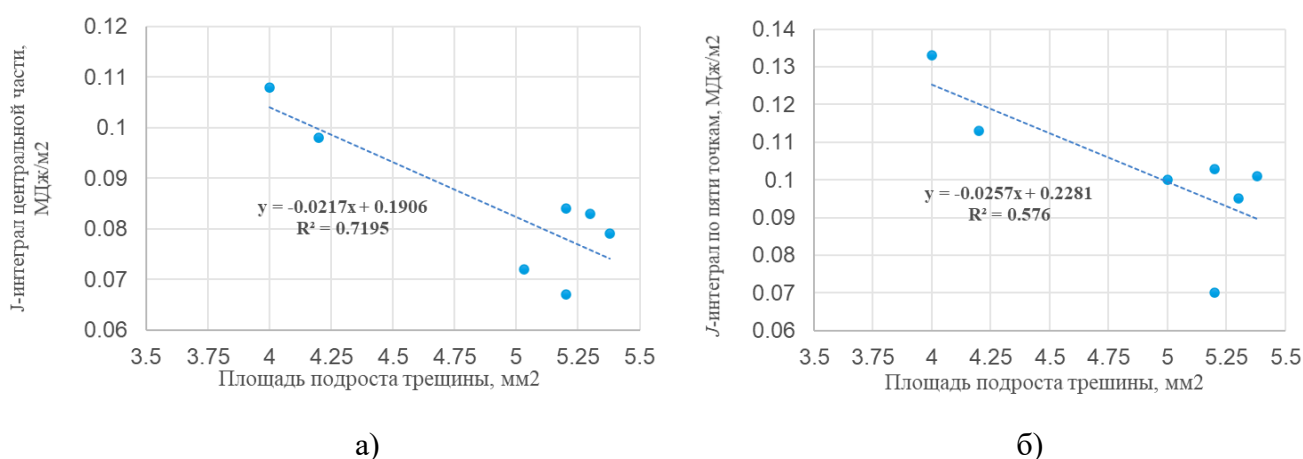


Рисунок 53 – Зависимость J -интеграла от площади подроста скачка

а) при J -интеграл рассчитанный с учетом подроста трещины в центральной части образца; б) при J -интеграл рассчитанный с учетом подроста трещины усредненных в 5 точках по толщине образца.

Кроме этого, была оценена связь между значениями J -интеграла, рассчитанными при выборе длины трещины в центральной части образца и при выборе усредненных значений длин

трещин по толщине образца по пяти точкам. Полученная зависимость изображена на рисунке 54.

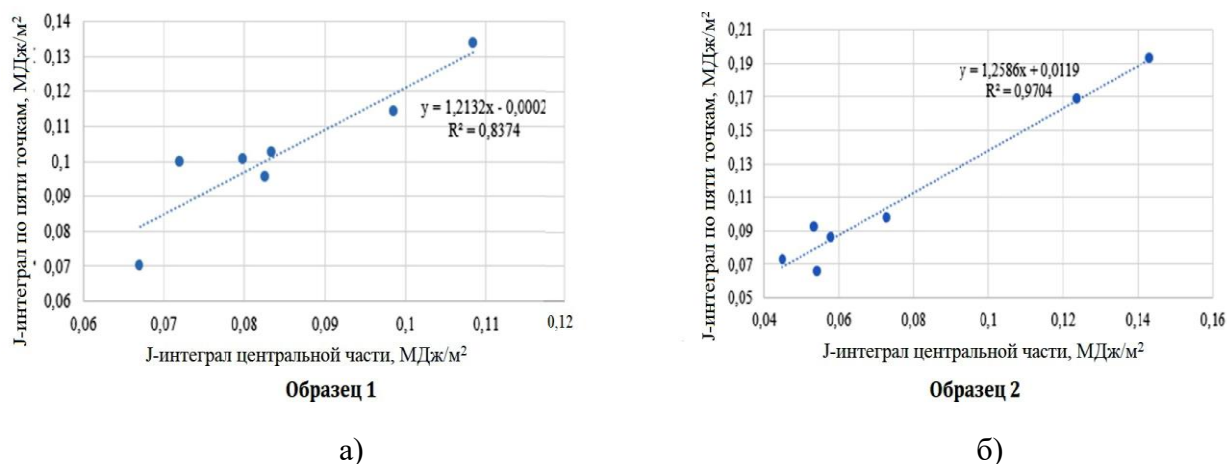


Рисунок 54 – Связь значений J -интеграла стали 38ХНЗМФА-Ш, определяемого разными способами

а – образец №1; б – образец №2

Показано, что для этой зависимости коэффициент корреляции находится в интервале от 0,83 до 0,97. Полученные результаты указывают на необходимость дальнейшего развития метода, в частности, оценки вклада боковых перемычек в общую работу разрушения, уточнения подходов к определению площади трещины и обоснования её длины и т. д. Непонятно также, как можно привязать значения интеграла Черепанова-Райса к неоднородности структур, характерных для промышленных сталей. Это, по-видимому, одно из узких мест энергетического параметра трещиностойкости (интеграла Черепанова-Райса), что может ограничить информацию о масштабах неоднородности трещиностойкости и повысить риски прогноза разрушения материалов.

ВЫВОДЫ

1. С целью количественной оценки строения неоднородных структур и изломов сталей 38ХНЗМФА, 40Х2Н2МА, 15Х2НМФА и 16Г2АФ апробированы цифровые процедуры измерения и обработки их изображений, включающие их бинаризацию и фильтрацию, в т.ч. шумов, основанные на анализе поля яркости изображений (в 256 оттенках серого), учете статистики распределения значений измеряемых параметров геометрии информативных элементов изображений и масштабного фактора (объем выборки результатов измерения).

2. Для повышения объективности результатов измерения изломов на мезоуровне наблюдения предложены: критерий для выбора оптимального полинома степени n при вычитании низкочастотной составляющей мезотопографии на основе аппроксимации МНК линии $z(x)$ пересечения рельефа с нормальной к излому плоскостью: отсутствие значимого понижения остаточной дисперсии регрессии $s^2(n)$ при дальнейшем увеличении n ; усовершенствованная процедура представления траектории $z(x)$ в виде ломаной лестницы с последующим измерением параметров её геометрии. Оценен вид их распределения (асимметричный) и его статистические показатели в зависимости от шага измерения и ограничения минимальных размеров её элементов (ступеней). Из накопленной статистики результатов определения значений параметров ломаной лестницы (в масштабах образцов) изломов исследуемых сталей следует, что она отражает различия в механизмах их разрушения и может быть использована для объективной классификации изломов.

3. Для уточнения представлений о механизме образования шиферообразного излома в ударных поперечных образцах из листовой стали 16Г2АФ были использованы процедуры эрозии, дилатации и фильтрации бинарных изображений излома и соответствующего ему серного отпечатка по Бауману. Сопоставление результатов измерений 2D-изображений излома и серного отпечатка (в совпадающей по ориентировке плоскости шлифа) выявило статистическое сходство видов распределения значений шага между вытянутыми ямками в изломе и темными пятнами серного отпечатка (в одном и том же направлении), что подтверждает вклад ниток сульфидов в образовании шиферообразного излома.

4. Выявлено соответствие между изменением размера зерна аустенита стали 40Х2Н2МА от $17,1 \pm 0,2$ до $91,2 \pm 1,4$ и $109,3 \pm 1,5$ мкм и значениями параметров ломаной лестницы (в терминах ГОСТ 27964 «Измерение параметров шероховатости») мезорельефа соответствующих изломов, испытанных при комнатной температуре: среднеарифметического отклонения профиля Ra , наибольшей и полной его высот Rz и R_{max} соответственно.

5. На основе измерения геометрии раскрытия трещины и кинетики её раскрытия – по совместным измерениям цифровых моделей изломов и регистрации АЭ при испытании

уточнены методы определения критического раскрытия трещины δ_c и J -интеграла (с учетом кинетики вязкого подраста трещины и формы её переднего фронта).

6. С использованием уточненных методик оценки трещиностойкости установлено, что в пределах каждого образца из стали 38ХНЗМФА-Ш разброс значений $\delta_c (J_c)$ варьировался в пределах от 25 до 37 (29 - 72)%, для образцов из стали 15Х2НМФА – от 16 до 50 (55 – 75)% соответственно. Такой разброс значений трещиностойкости может быть связан с неоднородностью строения разнородных структур металла. При этом различие значений $\delta_c (J_c)$ определенных в соответствии с ГОСТ 25.506, и величин $\delta_c (J_c)$, характерных для первого скачка статической трещины (по измерениям АЭ) находилось в диапазоне: от 3 до 34 (16 – 44)% для стали 38ХНЗМФА-Ш и от 8 до 33 (13 – 39)% для стали 15Х2НМФА соответственно.

Список использованных источников

- 1 Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
- 2 Штремель М.А. Возможности фрактографии // Металловедение и термическая обработка металлов - 2005. – №5. – С. 35-42.
- 3 Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 328 с.
- 4 Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. –М.: МИСиС, 1998. – 398с.
- 5 Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. Изд. 2. – М.: МИСИС, 1999.
- 6 Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. –М.: Металлургия, 1979. – 494с.
- 7 Бернштейн М.Л., Рахштадт А.Г. Металловедение и термическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1961. – 462 с.
- 8 Брок Д. Основы механики разрушения. Пер. с англ. – М.: Высш. школа, 1980. – 368 с.
- 9 Ле Хай Нинь. Измерение 2D и 3D-морфологии вязких изломов конструкционных сталей: диссертация канд. тех. наук. – М., 2015, 155 с.
- 10 Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. Пер. с англ. Д.В. Лаптев. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
- 11 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.
- 12 Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Том1. Деформация и разрушение. – М.: Машиностроение, 1974 –471с.
- 13 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.
- 14 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.
- 15 Нго Нгок Ха. Оценка неоднородности разномасштабных структур в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХНЗМФА и её влияния на разрушение: диссертация канд. тех. наук. – М., 2019, 129 с.

- 16 Кудря А.В. Неоднородность структуры и вязкость металла крупных поковок // *Металловедение и термическая обработка металлов*. –1999. –№4. –С.49–52.
- 17 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.
- 18 Бельченко Г.И., Губенко С.И. Неметаллические включения и качество стали. – Техника, 1980. –168с.
- 19 Штремель М.А. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1980. –№8. – С.2.
- 20 Волчок И.П. Критический размер неметаллических включений // *Проблемы прочности*. –1978. –№9. –с87-89.
- 21 Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Окенко А.П. Неметаллические включения и свойства стали. –М.: Металлургия, 1980. –176 с.
- 22 Kiessling R. Non-metallic inclusions in steel. Parts 1...3. London, 181 publication 115. 1968. Part 1...4, London, Metals Society, 1978.
- 23 Штремель М.А. Проблемы металлургического качества стали (неметаллические включения) // *МиТОМ*. –1980. –№ 8. –с67-74.
- 24 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.
- 25 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.
- 26 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.
- 27 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.
- 28 *Сталь на рубеже столетий*. Под ред. Ю.С. Карабасова. - М.: МИСиС, 2001. –664 с.
- 29 ГОСТ Р 54570–2011. Сталь. Методы оценки степени полосчатости или ориентации микроструктур. – М.: Стандартиформ, 2012.
- 30 ГОСТ 5640–68. Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты. – М.: Издательство стандартов, 1988.

- 31 Кичкина А.А, Матросов М.Ю., Эфрон Л. И., Клюквин М.Б., Голованов А. В. Влияние структурной анизотропии ферритно–бейнитной трубной стали на механические свойства при испытаниях на растяжение и ударный изгиб // *Металлург.* 2010. № 12.
- 32 Соколовская Э.А. Методы прогнозирования пластичности и вязкости конструкционных сталей: диссертация канд. тех. наук. – М., 2001, 145 с.
- 33 Кудря А.В. Возможности и перспективы информационных технологий в управлении качеством металла // *Электрометаллургия.* – 2002.– №9.– С. 35–42.
- 34 Ченцов И.В. Основы технологии важнейших отраслей промышленности, Ч.1.– Минск: Высшая школа, 1989.
- 35 Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. – М.: Металлургия, 1977,- 432 с.
- 36 Штремель М.А. Разрушение: В 2 кн. Кн. 1: Разрушение материала. М.: МИСиС, 2014. 670 с.
- 37 ГОСТ 1778-70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. –М: Стандартиформ. –2011.
- 38 DIN 50602-1985: Mikroskopische Prüfung von Edeltählen auf nichtmetallische Einschlüsse. – Berlin: Beuth Verlag, 1985.
- 39 ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Переизд. Август 2003 с изм.1. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2003.
- 40 ASTM E112. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. – 2013 Edition, October 1, 2013.
- 41 DIN 50601. Metallographic examination; determination of the ferritic or austenitic grain size of steel and ferrous materials. – 1985 Edition, August 1985.
- 42 ГОСТ 8233-56. Сталь. Эталоны микроструктуры. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2004.
- 43 ГОСТ 9391-80. Сплавы твердые спеченные. Методы определения пористости и микроструктуры. – М.: Издательство стандартов, 1985.
- 44 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.
- 45 Грудин Б.Н., Плотников В.С., Покрашенко А.А., Фищенко В.К. Структурно-морфологический анализ неоднородностей в металлических материалах по электронно-микроскопическим изображениям // *Физика металлов и металловедение.* – 2000.– №6.
- 46 Салихов Т. Ш. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. – М., 2009.

- 47 Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И., и др. Лаборатория металлографии. // – Изд. 2-е. – М.: Металлургия, 1965.
- 48 Малиночка Я.Н., Ковальчук Г.З. Сульфиды в сталях и чугунах. – М. Металлургия, 1988.
- 49 Морозов Е.М., Фридман Я.Б. Анализ трещин как метод оценки характеристик разрушения // Заводская лаборатория, –1966. – №8. – С. 977-984.
- 50 Иванова В.С. Разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1979. –168 с.
- 51 Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. - М.: Металлургия, 1979. –176с.
- 52 Бернштейн М.Л. Вязкость разрушения высокопрочных материалов: пер. с англ. В. Г. Кудряшова – М.: Металлургия, 1973. – 304 с.
- 53 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.
- 54 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.
- 55 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.
- 56 Степаненко В.А., Штукатурова А.С. Исследование особенностей вязкого разрушения никеля методом стереофрактографии // Проблемы прочности. – 1981. – №2. – С.26-30.
- 57 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.
- 58 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.
- 59 Авдеенко А.М., Кудря А.В., Сухова В.Г. // Физическая мезомеханика. – 2006.– Т. 9.– № 2.– С. 43-47.
- 60 Мандельброт Б.Б. Фракталы и хаос. Множество Мандельброта и другие чудеса. – М. – Ижевск НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2009. – 392 с.

- 61 Арсенкин А.М. Оценка неоднородности вязкости конструкционных сталей по измерению строения изломов средствами различной размерности: диссертация канд. тех. наук. – М., 2009, 109 с.
- 62 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.
- 63 ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Стандартиформ, 2005.
- 64 ASTM E-399-72. Standard Method of test for plane strain fracture toughness of metallic materials. 1972. Annual Book of Standards, p.955.
- 65 Браун У., Сроули Дж. Испытания высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации. – М.: Мир, 1972, – 278 с.
- 66 Дроздовский Б.А., Морозов Е.М. Методы оценки вязкости разрушения // Заводская лаборатория. –1976. –№8. –С.995-1004.
- 67 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.
- 68 Кудряшов В.Г. О стандартизации метода оценки вязкости разрушения при плоской деформации // Физико-химическая механика материалов. –1976. –Т.12. –№2. –С.17-21.
- 69 Смоленцев В.И., Кудряшов В.Г. Метод определения значений K_{IC} , полученных при статическом и циклическом нагружении // Заводская лаборатория. –1972. –№6. – С.734-738.
- 70 Проходцева Л.В., Дроздовский Б.А. О критериях правомерности определения вязкости разрушения K_{IC} // Заводская лаборатория. –1975. –№11. –С.1380-1384.
- 71 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.
- 72 Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. – М.: Наука, 1974 - 640 с.
- 73 Begley J.A., Landes J.D. The J-integral as a fracture criterion. – In: Fracture Toughness, Part II, ASTM STP 514, 1972.
- 74 Фадеев Ю.И., Журавлев Ф.М., Зорина З.Г., Анисимова Н.И. Упрощенный метод определения J-интеграла // Заводская лаборатория. – 1983. – №6. – С.75-78.
- 75 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.

- 76 Писаренко Г.С., Науменко В.П., Волков Г.С. Определение трещиностойкости материалов на основе энергетического контурного интеграла. – Киев: Наукова думка. – 1978. – 124с.
- 77 Работнов Ю.Н. Новые методы оценки сопротивления металлов хрупкому разрушению. Пер. с англ. – М.: Мир. – 1972. – 439с.
- 78 Wells A.A. Application of fracture mechanics at and beyond general yielding. – British welding journal. – 1963. – v.10, N11, p.563-570.
- 79 Горицкий В.М. Диагностика металлов – Москва: Металлургиздат. – 2004. – 402с.
- 80 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.
- 81 Панасюк В.В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. – Киев: Наукова думка. – 1968. – 246 с.
- 82 Маркадеева А.Ю., Ильин А.В., Гусев М.А. Исследование трещиностойкости зоны термического влияния сварных соединений сталей, применяемых для арктических конструкций // Вектор науки ТГУ. 2018 № 1 (43). С. 43–51.
- 83 Антонов М.И., Пушева И.Ю., Мансырев Э.И., Емельянов А.В., Антонова Н.М. Особенности методики проведения механических испытаний по определению характеристик трещиностойкости сварных соединений и трубных сталей, применяемых на объектах ПАО «Газпром» // Территория «НЕФТЕГАЗ». 2015. № 8 С. 68–74.
- 84 Зотов О.Г., Сулягин Р.В., Кононов А.А., Шамшуринов А.И. Исследование причин снижения вязких характеристик образцов трубной стали при испытаниях на CTOD // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2014 № 4 (207). С. 157–165.
- 85 W. Khor, P. L. Moore, H. G. Pisarski, M. Haslett and C. J. Brown. Measurement and prediction of CTOD in austenitic stainless steel // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2016, Vol 39, 1433–1442.
- 86 И. Н. Будилов. Расчет силовых и энергетических параметров разрушения в области фронта трещины в обечайке реактора коксовых камер // Вестник УГАТУ. – 2016. Т. 20, №1 (71). С. 3–10.
- 87 Ковчик С.Е., Морозов Е. М. / В кн.: Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие в четырех томах. Т 3. – Киев: Наукова думка, 1988. – 435 с.
- 88 Надеждин Г.Н. Связь морфологических особенностей излома с макро-критериями разрушения // Физико-химическая механика материалов. – 1982. – №4. – С.111-114.
- 89 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.

90 Akita Y, Yada T., Sakai K., Jino N. COD approach for evaluation of brittle fracture initiation in residual stress field // Crack and fractography. 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.

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

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

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

94 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

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

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

97 Башков О.В., Панин С.В., Семашко Н.А., Петров В.В., Шпак Д.А. Идентификация источников акустической эмиссии при деформации и разрушении стали 12X18H10T // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2009. – № 10. – С.51 – 57.

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

99 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.

100 ГОСТ 27655 – 88. Акустическая эмиссия. Термины, определения и обозначения. – М.: Издательство стандартов, 1988.

101 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.

102 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

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

104 Chaswal V., Sasikala G., Ray S.K., Manna S.L., Raj B. Fatigue crack growth mechanism in aged 9Cr-1Mo steel: threshold and Paris regimes. // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V.395. – pp.251-264.

105 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.

106 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.

107 Бартенев О.А., Забильский В.В., Величко В.В // Заводская лаборатория, 1986. –Т.52. – №10. –с.163-165.

108 Dunegan H.L., Harris D.L., Tatro C.A. // Eng. Fract. Mech - Vol. 1 - №1 p .105-122.

109 Н.А. Семашко, В.И. Шпорт, Б.И. Марьин и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении. – М. Машиностроение, 2002 г. - 239 с.

110 Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления. Пер. с немецк. – М.: Металлургия, 1988. – 399 с.

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

112 Препарата Ф., Шеймос М., Вычислительная геометрия. Введение. М., Мир, 1989, 480с.

113 Сергеев М.И. Измерение неоднородности морфологии структур и изломов конструкционных сталей для выявления причин их преждевременного разрушения: Дис... . маг.– М., 2022. – 85 с.

114 Metallography Principles and Practice George F. Vander Voort, ASM International – 1999, 752 p.

115 Соколовская Э.А., Кудря А.В., Пережогин В.Ю., Танг Вьет Фыонг, Кодиров Д.Ф., Сергеев М.И. Возможности цифровизации измерений в металловедении для внесения в оценку структур и разрушения количественной меры. Металлург –2022. –№ 7. – С. 48-57.

116 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Пережогин В.Ю. Информативность морфологии структур твёрдых сплавов для прогноза качества наплавов // Цветные металлы. 2017. №12. С. 78-83.

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

118 Казаков А.А., Киселев Д.В., Казакова Е.И. Количественные методы оценки микроструктуры стали и сплавов для пересмотра устаревших ГОСТ // Литье и металлургия. 2021. № 2. С. 42-48.

- 119 Теория вероятностей и математическая статистика: Учеб. пособие для вузов/В. Е. Гмурман. — 9-е изд., стер. — М.: Высш. шк. , 2003. — 479 с.
- 120 Штремель М.А. Разрушение: В 2 кн. Кн. 2: Разрушение материала. М.: МИСиС, 2015. 976 с.
- 121 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Ле Хай Нинь, Скородумов С.В., Папина К.Б. Измерение неоднородности разрушения в конструкционных сталях с разнородной структурой // Металловедение и термическая обработка металлов. –2015. –№ 4. –С. 12-18.
- 122 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Нго Х.Н., Кайкибаева А.С. Связь неоднородности свойств крупных поковок со структурой // Электromеталлургия. 2018. № 5. С. 30-35.
- 123 Никитин Я.Ю. Асимптотическая эффективность непараметрических критериев. М.: Физматлит, 1995. – 240 с.
- 124 Соколовская Э. А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. – 2013, № 4. – с. 143-153.
- 125 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Нго Нгок Ха, Кузько Е.И., Котишевский Г.В. Прогноз разрушения крупных поковок с неоднородной структурой // Электromеталлургия. 2019. № 6. С. 33-39.
- 126 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.
- 127 Гурский Д. А. Вычисления в Mathcad. – М., 2003, 816 с.
- 128 Бочарова М.А. Оценка информативности мезостроения изломов для определения факторов вязкости сталей: Дис... канд. техн. наук. – М., 2000. – 148 с
- 129 Штремель М.А. Вязкость разрушения структур с разномасштабными включениями // Физика металлов и металловедение. –2005. –Т. 99. –№ 4. – С. 16-25.
- 130 Кудря А.В., Соколовская Э. А., Танг В.Ф., Сергеев М.И.. Возможности цифровизации для контроля качества стали по строению излома. // Электromеталлургия. – 2021.–№ 10.–С. 30-38.
- 131 Кудря А.В., Соколовская Э. А., Танг В.Ф., Погорелов Е. В., Вяткина А.К. Масштабы неоднородности структур конструкционных материалов и методы ее оценки. Электromеталлургия. –2022.–№ 5. –С. 30-40.
- 132 Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука. 1994. 383 с.
- 133 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ле Х.Н, Нго Н.Х. Связь морфологии вязких изломов различной природы и свойств конструкционных сталей // МИТОМ. 2018. № 4. С. 35-41.