

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
“НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ «МИСиС»”

На правах рукописи

ЛЕ ХАЙ НИНЬ

**ИЗМЕРЕНИЕ 2D и 3D-МОРФОЛОГИИ ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ
КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ**

Специальность 05.16.01

«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

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

Москва – 2015

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	4
1 Аналитический обзор литературы	8
1.1 Механизм разрушения конструкционных сталей.....	8
1.1.1 Общие сведения о разрушении	8
1.1.1.1 Зарождение трещины.....	13
1.1.1.2 Развитие трещины.....	18
1.1.2 Вязкое разрушение	21
1.1.3 Хрупкое разрушение	32
1.1.4 Смешанный вид разрушения.....	38
1.2 Структурные и металлургические факторы, лимитирующие разрушение	40
1.2.1 Роль неметаллических включений	40
1.2.2 Размер зерна	47
1.2.3 Влияние микроструктуры.....	51
1.2.4 Охрупчивающие примеси.....	57
1.2.5 Ликвация и её дальнейшие последствия.....	60
1.3 Методы описания и измерения изломов.....	63
1.3.1 Фрактографический анализ	63
1.3.2 Измерение изломов в макро-, мезо- и микромасштабах	67
1.3.3 Возможности 3D – реконструкции рельефа разрушения.....	69
Постановка задач исследования	74
2 Материал и методика исследования	76
3 Исследование морфологии вязких изломов	78
3.1 Метод построения трехмерной модели излома	78
3.2 Измерение геометрических параметров излома	84
3.3 Построение полиэдров Вороного для изучения неоднородности размещения ямок в изломе	89
3.4 Применение статистики для оценки вида распределения значений параметров излома.....	92
3.5 Общая характеристика изломов исследуемых сталей.....	95
3.6 Оценка границ эффективного применения 2D- и 3D-измерений для описания изломов.....	100
3.7 Изучение формы и размеров ямок вязких изломов.....	106
3.7.1 Форма ямки в плоскости излома.....	106
3.7.2 Статистика распределения значений параметров геометрии вязкого излома ...	109

3.7.3	Геометрия ямок вязких изломов	116
3.8	Измерение геометрии перемычек между смежными ямками в изломе	127
4	Оценка неоднородности размещения ямок на 2D-изображении излома.....	131
5	Совместное влияние различных факторов на образование вязкого излома	139
	Основные выводы	144
	Список цитируемых литературных источников.....	145

Введение

Даже в рамках хорошо отлаженной технологии получения металлопродукции возможно получение разнообразных структур (в пределах широкого поля допуска технологии) и, как следствие, существенного разброса прочности, пластичности и вязкости [1,2].

Различиям в энергоемкости вязкого разрушения должны соответствовать отличия в строении вязких изломов. В этой связи сопоставление морфологии вязких изломов должно быть полезно для выявления причин различий в уровне вязкости материалов и для выработки объективных рекомендаций, направленных на повышение энергоемкости вязкого разрушения.

Очевидно, что без необходимого понимания механизмов разрушения разнообразных структур, в частности, вязкого, добиться повышения однородности качества металлопродукции на верхнем пределе распределения не представляется возможным.

Однако наблюдение и методы анализа изломов носят преимущественно качественный характер, что затрудняет объективное сопоставление геометрии их строения и выявление критических структурных и металлургических факторов (в т.ч. включений), лимитирующих неоднородность прочности, пластичности и вязкости металла [1-4].

Использование компьютеризированных процедур дает возможность проведения массовых документированных измерений изображений структур и изломов конструкционных сталей в 2 и 3D-масштабах наблюдения. Это может позволить накопить представительную статистику результатов измерения элементов строения структур и изломов, что, в частности, может быть полезно, как для их идентификации, так и для уточнения механизмов вязкого и хрупкого разрушения в конструкционных сталях (при прямом сопоставлении неоднородности строения структур и изломов) с целью выявления факторов лимитирующих качество металла.

Разработка объективных и измеримых критериев допустимой неоднородности структур, обеспечивающих заданные равнопрочность и вязкость конструкционных материалов на основе достижения более глубокого понимания природы деформации и разрушения разномасштабных структур

Существует достаточно большое количество программных продуктов, направленных на реализацию возможностей современных средств цифровой регистрации, однако эффективность имеющихся алгоритмов и решений в значительной мере зависит от глубины гипотезы о связи выбираемых признаков изображений с искомым свойством материала [5,6]. Немаловажную роль в получении объективных результатов играет соответствующее метрологическое обеспечение компьютеризированных процедур, корректное использование статистики [4-6].

В целом это определило актуальность работы: для повышения однородности качества металла даже в рамках хорошо отлаженной технологии необходимо понимание разницы в механизмах разрушения, как причины разброса прочности, пластичности и вязкости. Для выявления критических факторов структуры (в т.ч. включений), лимитирующих неоднородность вязкости металла, нужны количественные методы анализа вязких изломов, однако существующие подходы к оценке их строения носят преимущественно качественный характер. В этой связи работе есть необходимость в развитии методов количественной трехмерной микроскопии изломов.

Цель исследования: Сопоставить вязкие изломы конструкционных сталей, отличающихся сортаментом (сорт, поковки, лист), схемой испытания (растяжение, удар) и ориентировкой образцов (долевые, тангенциальные и Z-образцы). Оценить информативность параметров геометрии вязкого излома для выявления причин различий в уровне вязкости конструкционных сталей.

Научная новизна:

- Показана возможность сопоставления вязкости сталей по изменениям ямок микрорельефа излома. Найден переход формы ямки от параболической к сферической с увеличением масштабов, не зависящий от типа микроструктуры (сорбит отпуска,

феррит-перлитная полосчатость, остатки дендритной структуры и от схем испытания (на удар и статическое растяжение, при вырезке образцов вдоль и поперек направления прокатки, тангенциально в поковке);

- Для оценки различий между системами ямок предложен анализ их полиэдров Вороного и распределений полиэдров по площадям, числу соседей и расстояний между ямками;

- Выявлено два механизма слияния смежных пор: разрушение перемычек отрывом со вторичными микроямками на перемычке и срезом (без микроямок);

- Из статистики полиэдров Вороного следует, что наблюдаемое увеличение ударной вязкости ряда конструкционных сталей с 0,54 до 2,8 МДж/м², относительного сужения с 37 до 75 %, сопровождается ростом доли крупных ямок (их размеров от 8 до 25 мкм), уменьшением площади перемычек между смежными ямками;

- Показано, что различие в соотношении глубин и диаметров ямок: $0,87 \pm 0,04$; $0,61 \pm 0,03$ и $1,34 \pm 0,08$ отражает особенности эволюции пор в продольных образцах (на удар и на растяжение) и Z-образцах на растяжение стали с феррит-перлитной полосчатостью.

Практическая ценность

Состоит в использовании предложенной методики измерения 2D и 3D-микрогеометрии рельефа изломов для выявления причин неоднородности вязкости в листе и поковках.

Достоверность

Достоверность результатов обеспечивается использованием современной исследовательской техники в сочетании с разнообразным программным обеспечением и статистическими методами обработки результатов.

Личный вклад

Личное участие соискателя в получении результатов, изложенных в диссертации, выражается в том, что он планировал, непосредственно участвовал в лабораторных экспериментах, проводил построение трехмерных цифровых моделей изображений

изломов, предлагал методику их обработки, в т.ч. статистической и выполнял анализ полученных результатов; исследовал макро- и микроструктуры. Основные положения диссертационной работы сформулированы автором.

Вклад соавторов

Участие научного руководителя А.В. Кудри – постановка задач исследования и обсуждение результатов. Э.А. Соколовская – консультации по обработке стереопар методами стереофотограмметрии и 3D-моделей на их основе. С.В. Скородумов, А.М. Арсенкин – получение стереопар на сканирующем электронном микроскопе. В.А. Траченко – разработка программного обеспечения для обработки изображений и отработка ряда статистических процедур. К.Б. Папина – получение изображений ряда структур исследуемых сталей. Н.И. Сидорова, Е.Н., Бокарева Е.Н., Нго Нгок Ха – обработка стереопар, накопление статистики измерений строения геометрии рельефа. Е.И. Кузько – описание сериальных ударных кривых из принципа максимума правдоподобия, М.И. Федоров - измерение макрогеометрии изломов ударных образцов после сериальных испытаний. Ю.А. Глазкова и Чинь Хыу Чыонг – количественное описание полосчатости в микроструктуре.

1 Аналитический обзор литературы

1.1 Механизм разрушения конструкционных сталей

1.1.1 Общие сведения о разрушении

Существуют разные названия для одинаковых типов разрушения, которые базируются на различных признаках и нет единственной классификации видов разрушения [2,7,8]. По разным точкам зрения, под разрушением понимают процесс разделения тела на части под действием различных химических и физико-механических воздействий или напряжений [9,10] а также рассматривается на уровне межатомных связей [11]. Разрушению может способствовать сочетание рядов факторов (например большая объемная доля пор, высокие поперечные напряжения и малые коэффициенты деформационного упрочнения) при низких степенях деформации [12].

Одним из недостатков механики разрушения является отсутствие его надежного критерия. С помощью прикладной механики можно описать напряжения и деформации в окрестности выемки или вершины трещины с наибольшей достоверностью, но ещё не ясно, при каких условиях эти напряжения и деформации приведут к распространению трещины. Возможно, что распространение трещины имеет место, когда напряжения при вершине трещины превышают критическую величину. Д. Брок [13] показал, что можно использовать средние напряжения, деформации на некотором расстоянии перед трещиной или критерии критического раскрытия в качестве критерия разрушения. Но они не имеют конкретного физического обоснования, хотя и могут быть полезны в некоторых приложениях.

Критерии (кроме критерия на балансе энергии) должны быть основаны на физических моделях. Такие модели можно построить, лишь зная механизмы разрушения с учетом возможности роста трещин при энергетическом условии. Для понимания процессов разрушения надо проводить исследование механизмов, что

является частью механики разрушения, связанное с изучением процессов разрушения на уровне атомов и дислокаций вплоть до кристаллических зерен и примесей [13].

Разрушение, особенно начальное, не всегда выявляется своевременно, а в отдельных случаях оно в ранних докритических стадиях допускается и это требует глубокого изучения законов развития и торможения разрушения для управления этим процессом [9].

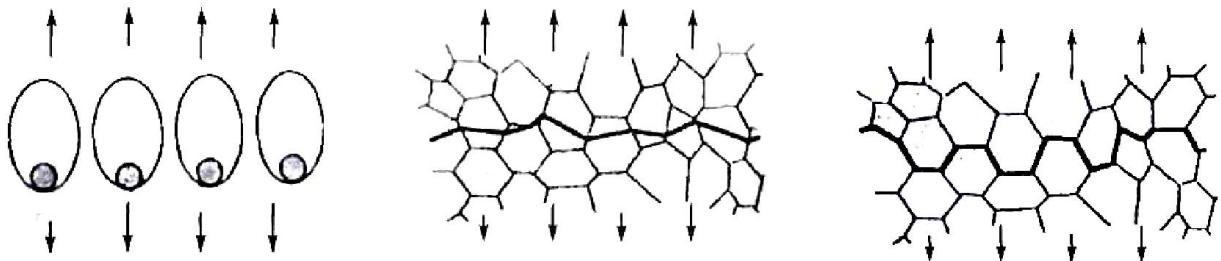
В большинстве случаев разрушение разделяют на хрупкое, квазихрупкое, вязкое и смешанное, если при определении характера разрушения рассматривается степень пластичности (в момент разрушения); если разрушение связывают с условиями нагружения, то выделяют усталостное разрушение, при ползучести - выделяют структурный фактор, в поликристаллах трещина может распространяться по телу зерна или вдоль границ поэтому признакам различают внутризеренное (транскристаллитное), межзеренное (интеркристаллитное) или смешанное разрушение; если разрушение связывают с напряженным состоянием, то разрушение будет отрывом или сдвигом. По кинетике процесса различают стабильное (задержанное) и нестабильное разрушение. Это основной перечень типов разрушения [14].

Как было показано в работе [9], что разграничение видов разрушения между неусталостным и усталостным разрушением имеет важное значение. Усталостное разрушение еще подразделяется на: собственно усталостное; малоцикловое; коррозионно – усталостное; акустически – усталостное; термически – усталостное.

Упругая, пластическая и другие виды деформации, предшествующие разрушению могут быть четко отделены от процесса последующего разрушения [9].

При нагружении, возникающие упругие напряжения в материале могут релаксировать либо путем пластической деформации, либо путем разрушения. Вид разрушения зависит от таких факторов: кристаллической решетки металла, структурного состояния (размер зерна), условий деформации (температура, скорость нагружения). Условия деформации имеет особо важную роль и в зависимости от температуры деформации разрушение может быть как вязким, так и хрупким [10].

В [8,15] различают три наиболее общих микромеханизма разрушения металлов: вязкое разрушение, транскристаллитный и межзеренный скол, которые приведены на рисунке 1.



а) вязкое разрушение б) транскристаллитный скол в) межзеренный скол

Рисунок 1 – Микромеханизмы разрушения металлов

Разрушение из-за пластической неустойчивости с образованием шейки наблюдается крайне редко, и поэтому можно отмечать, что разрушение не произошло по механизму пластической неустойчивости, а по механизму распространения трещины. [16].

На образец могут действовать касательные, растягивающие (положительные нормальные) и сжимающие (отрицательные нормальные) напряжения. При макроскопическом разрушении сопротивление базируется на двойственном характере: зависимости от условий деформации материал может разрушаться от действия растягивающих (нормальных) напряжений (путем отрыва) или касательных путем поперечного или продольного среза или сдвига. Под действием сжимающих напряжений разрушение не происходит [8,9,17,18].

Известно, что отрыв относится к хрупкому, а срез к вязкому разрушению. При этом вязкое разрушение менее опасно, чем хрупкое, поскольку его начальные стадии бывают хорошо заметны визуально. При условии хрупкого разрушения нет визуального признака разрушения и оно может произойти совершенно неожиданно (рисунок 2).

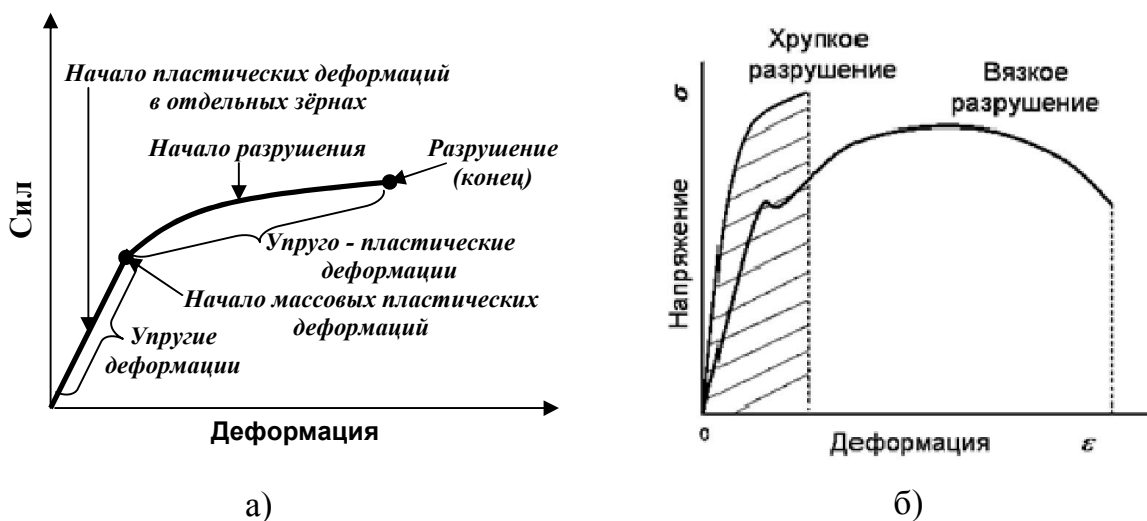


Рисунок 2 – Схема общего процесса деформации (а) и диаграмма растяжения хрупкого и вязкого материалов, нагруженных до разрушения (б)

Однако в [8] Т. Екобори отметил, что при транскристаллитном разрушении термины «вязкое» и «хрупкое» не всегда соответствуют рассмотренным категориям разрушения. Например, трудно отнести вязкое разрушение к тому или иному типу транскристаллитного разрушения. С помощью рентгеновского метода на поверхностях абсолютно хрупкого излома стали можно обнаружить признаки пластического течения. Такие термины как микроскопические, так и макроскопические характеристики разрушения могут иметь различный смысл. Так например, называемое хрупкое разрушение может быть типа вязкого скола либо типа хрупкого среза, характерного для металлического материала при низкой температуре. Чугун разрушается не по механизму скола, а среза (со структурной точки зрения), но это считают хрупким, а не вязким.

Интеркристаллитное разрушение часто наблюдается в условиях ползучести и коррозии под напряжением, имеющие совершенно иной механизм, хотя и в этом случае поведение материала может быть как хрупким, так и вязким.

Также по Т. Екобори, явным преимуществом классификации явлений разрушения по кристаллографическим признакам - выявление механизмов самого процесса.

В большинстве случаев разрушение металлов и сплавов происходит в результате зарождения и роста трещин и при этом разрушение идет в основном именно по “слабым” местам в металле (границе зерен, ослабленные примесями, неметаллические включения, полосчатость и так далее) [13,17,20]. На рисунке (2, б) площадь под кривой растяжения характеризует энергию, поглощенную материалом перед разрушением.

Физическая теория начального разрушения развивается, как теория пластической деформации для кристаллических тел, преимущественно на основе изучения вакансий и дислокаций. Так как дефекты существуют в том или ином виде во всяком твердом теле, то рассматривается не только их возникновение, но и развитие разрушения [9].

В работах [10,14,17,21] было утверждено, что твердые тела разрушаются одновременно не по всему сечению, а вследствие развития трещин. Существуют две стадии разрушения: зарождение трещины и ее распространение через все сечение образца. По механизму зарождения трещины вязкое и хрупкое разрушения практически не различны, различие между ними только по энергоемкости и скорости распространения трещины. При хрупком разрушении распространение трещины происходит мгновенно и быстро, а при вязком – намного медленнее, что при развитии вязкой трещины пластическая деформация наблюдается не только вблизи ее вершины, но и по значительному объему детали или образца.

С точки зрения деформации это различие заключается в степени локализации пластической деформации. При хрупком разрушении, локализация проявляется на ранней стадии деформации, при вязком – после значительной равномерной деформации. Окончательное разрушение происходит в результате разрыва по плоскости скольжения [22].

Как было описано выше в [9,10], первым шагом разрушения является образование субмикроскопических трещин и далее субмикроскопические трещины развиваются до размеров микротрещин (отдельные субмикротрещины сливаются в микротрещины, не превышающие размера зерна) и происходит окончательное разрушение. В итоге можно утверждать, что процесс разрушения начинается с образования трещин

субмикроскопических размеров и заканчивается макроскопическим (на макроуровне) разделением образца или конструкции на отдельные части.

1.1.1.1 Зарождение трещины

Всегда необходимо скопление дислокаций у препятствия или пересечение двойника с границей при зарождении трещины [23]. Считается, что микротрещины в момент зарождения имеют длину $\sim 10^{-4}$ мм [17].

Так же приводит к скоплению дислокаций интенсивная пластическая деформация матрицы вблизи включений, блокирующихся поверхностью раздела включения – матрица или пересекающимися плоскостями скольжения вблизи поверхности раздела [24].

Известен ряд механизмов образования дислокационных микротрещин, предусматривающие блокирование продвижения дислокации некоторым препятствием (границей зерна или включением). Высокая концентрация напряжений у препятствия возникает в результате скопления дислокаций, если дислокации в какой-то плоскости скольжения останавливаются перед достаточно мощным препятствием. В результате сильной локальной концентрации напряжений приводит к зарождению дислокационной микротрещины [25].

Чаще всего, по механизму модели Зинера-Стро-Петча трещины возникают у вершин скопления дислокаций вблизи каких-либо барьеров: включений избыточных фаз, границ зерен, двойников, сидячих дислокаций и так далее (рисунок 3). В непосредственной близости от барьера краевые дислокации в плоском скоплении могут под действием напряжений оказаться настолько тесно прижатыми друг к другу, что их экстраплоскости сливаются, а под ними образуется зародышевая микротрещина. Трещина образуется в плоскости скольжения дислокаций, под действием растягивающих напряжений в верхней части скопления. Анализ величины растягивающих напряжений у конца полосы скольжения показал, что максимальные растягивающие напряжения направлены под углом 110° к плоскости скольжения [15].

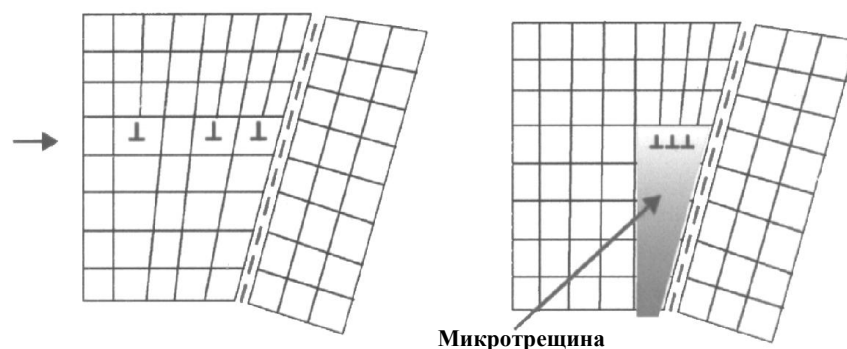


Рисунок 3 – Схема зарождения микротрещины при скоплении дислокаций у препятствия по механизму модели Зинера-Стро-Петча

В [26] было отмечено, что иногда трещина образуется не у вершины скопления, а внутри него. Отрыв по плоскости скольжения происходит под действием нормальных напряжений, которые возникают в результате искривления плоскостей скольжения дислокациями (при сдвиге вдоль нее), располагающимися в других плоскостях.

Кроме этого в [15] еще рассмотрены модели образования микротрещин, таких как: модели Коттрелла, Баллафа—Гилмана и Орована-Стро (рисунок 4).

В ОЦК-металлах активно генерируются дислокации, скапливающиеся на линии пересечения плоскостей и при этом модель Коттрелла рассматривается пересечение двух плоскостей скольжения. Образуются барьеры только в результате пластической деформации и не требует наличия барьеров для дислокаций в исходном состоянии. Встречаясь, два скопления краевых дислокаций в пересекающихся плоскостях тормозятся. Головные дислокации скоплений сливаются, образуя новую дислокацию с вектором Бюргерса, перпендикулярным биссектрисе угла между скоплениями. Эта дислокация становится сидячей, образуя барьер для движения других дислокаций в скоплениях. Присоединение к этой новой дислокации других дислокаций из обоих скоплений образует микротрещину, возникающую в результате высокой концентрации напряжений. В ГЦК-металлах подобные дислокационные реакции нестабильны.

Модель Баллафа—Гилмана описывает безбарьерные механизмы образования трещин. Микротрещина образуется внутри плоскости скольжения в результате скопления дислокаций у препятствия типа границ зерен.

Безбарьерная модель Орована-Стро основана на рассмотрении образования трещины в плоскости скольжения, она связана с образованием рядов дислокаций в результате полигонизации, т. е. в результате образования дислокационных стенок из краевых дислокаций, выстроенных в вертикальные ряды и приводящих к делению кристалла на субзерна [15,25].

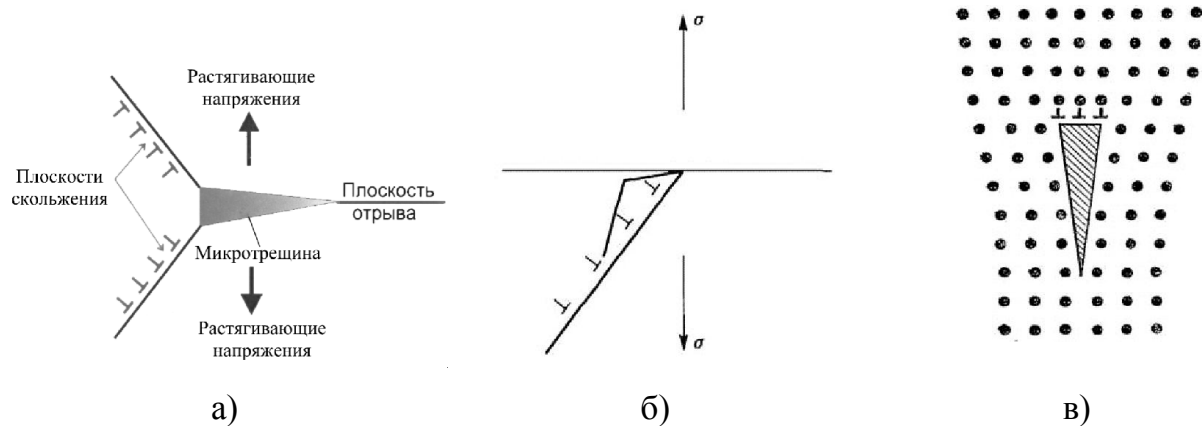


Рисунок 4 – Схема зарождения микротрещины по механизму разных моделей

В связи с локализацией деформации сдвига и дискретностью деформации рассмотренные выше модели имеют общие черты. Общим для них является также вывод уравнения, отражающего условия достижения локального напряжения, необходимого для образования микротрещины.

С увеличением времени нагружения, в материале рост плотности дислокаций имеет общеобъемный характер.

Однако скорость роста плотности дислокаций уменьшается при появлении макроскопической трещины вне зоны образования трещины, что является следствием локализации пластической деформации на некоторых ослабленных участках материала [27].

Зарождение трещин также может происходить без дислокационных скоплений дислокаций. Во время межзеренной деформации увеличивается вероятность зарождения трещин на границах перемещающихся один относительно другого кристаллитов [8,15].

В работе [15] было предложено, что концентрацию локальных растягивающих напряжений σ_{ld} в голове ряда краевых дислокаций, вызванную действием сдвиговых напряжений τ , можно определить на основе уравнения:

$$\sigma_{ld} = \sqrt{\frac{d}{2x}} (\tau - \tau_i) \quad (1)$$

где $2d$ — длина полосы скольжения или расстояние между полосами скольжения (также эта величина может соответствовать диаметру кристаллического зерна), x — расстояние полосы до головы скопления дислокаций, τ_i — напряжение сопротивления движению дислокаций (напряжение трения).

Если локальное напряжение достигает теоретической прочности кристаллического тела $\sigma_{теор}$, то возникают условия для образования дислокационной микротрещины. Следовательно, критерий зарождения микротрещины имеет следующий вид:

$$\sqrt{\frac{d}{2x}} (\tau - \tau_i) \geq \sqrt{\frac{\gamma E}{a_0}} \quad (2)$$

Число положительных или отрицательных дислокаций в плоском скоплении у препятствия можно выразить приближенной формулой, полагая $E \approx 2G$:

$$n \approx \frac{d(\tau - \tau_i)}{bE} \quad (3)$$

Принимая дополнительное условие $x \approx a_0$, из совместного решения уравнений (2) и (3) получаем условие, необходимое для образования микротрещины по дислокационному механизму:

$$(\tau - \tau_i)nb = 2\gamma \quad (4)$$

При анализе приведенных условий образования дислокационной микротрещины сделать заключение о том, что только сдвиговые напряжения являются критериальными

для зарождения микротрещины. Этот вывод находит экспериментальное подтверждение.

В [15] представлены несколько критериев разрушения механики трещин.

По энергетическому критерию разрушения Гриффитса принципиальной особенностью является игнорирование процессов разрушения в малой окрестности (зоне предразрушения) у вершины трещины и сосредоточение внимания на изменении энергии тела при распространении трещины. Для идеально хрупких тел формула Гриффитса написана в виде:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi l}} \quad (5)$$

Где σ_c – критическое напряжение, E – модуль упругости, γ_s – удельная поверхностная энергия, l – длины трещины.

Исходя из предположения о поглощении энергии, концепция квазихрупкого разрушения Ирвина-Орована позволяет расширить область применения теории Гриффитса в процессе распространения трещины в результате образования поверхностных трещин, и локальной пластической зоны у вершины трещины. Формула расчета критического напряжения при плоской деформации приведена ниже:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi(1-\nu^2)l}} \quad (6)$$

где γ_p — энергия, затраченная на пластическое деформирование образующихся поверхностей трещины.

Критический размер микротрещины для острых макротрещин:

$$l_2 = \frac{\pi^2 \rho}{16(1-\nu^2)} \quad (7)$$

где ν – коэффициент Пуассона.

По силовому критерию разрушения К. Ирвина, трещина начинает распространяться при условии, что коэффициент интенсивности напряжений достигает критической величины:

$$K = K_c \quad (8)$$

Где K_c - критический коэффициент интенсивности напряжений K . Он является механической характеристикой твердого тела, называемой трещиностойкостью.

В [28] К. Ирвин обозначил K_{Ic} коэффициентом интенсивности растягивающих напряжений в вершине трещины и главное выражение линейной механики в виде:

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi c} \quad (9)$$

Допустимое напряжение выбирается исходя из размеров дефекта и значения K_{Ic} .

Критерии разрушения при смешанном нагружении определяются по формуле:

$$\left(\frac{K_I}{K_{Ic}} \right)^a + \left(\frac{K_{II}}{K_{IIc}} \right)^b = 1 \quad (10)$$

где a и b — постоянные. При предельном переходе к трещине заданного типа (типа I или типа II) соотношение (10) дает соответствующий критерий разрушения: при $K_I = 0$, $K_{II} \neq 0$ получаем $K_{II} = K_{IIc}$.

При рассматриваемом уравнении $K_{Ic} = K_{IIc}$ критериальных характеристик разрушения, можно записать уравнение с одной критериальной характеристикой K_{Ic} , как это имеет место в критериальном уравнении обобщенного нормального отрыва.

1.1.1.2 Развитие трещины

По теории хрупкого разрушения Гриффитса в материале всегда имеются уже готовые трещины [17]. За счет развития трещин происходит макроскопическое разрушение тела. Трещины возникают либо в процессе его изготовления, либо как результат деформации во время испытания образца или эксплуатации детали. При этом процессы распространения трещины в зонах утяжки, среза и в объеме разные [5].

В математическом анализе форма трещины принимается в виде узкой эллиптической полости, хотя физически более правильно. П. А. Ребиндера предполагает плавное смыкание на концах трещины. Я. И. Френкель развил теорию П. А. Ребиндера о форме концов трещины при изучении теории Гриффитса.

В самом деле, теория Гриффитса предполагает, что закон Гука соблюдается всюду, даже вблизи вершин узкого эллиптического отверстия. Энергия, затрачиваемая при процессе развитии трещины, пропорциональна увеличению свободной поверхности и за счет частичной разгрузки напряженного тела, в окрестности растущей трещины освобождается упругая энергия. Система делается неустойчивой с момента роста трещины, приводящей к превышению интенсивности освобождения упругой энергии над интенсивностью увеличения поверхностной энергии. Трещина претерпевает саморазвитие, пересекает тело, т. е. происходит полное разрушение [9].

При изменении длины трещины в равновесном положении разность поверхностной и упругой энергии стационарна — максимальна, минимальна или постоянна. В первом случае равновесие неустойчиво, в остальных устойчиво.

Основная задача теории механического разрушения - определить условия и рассчитать величину внешней нагрузки а так же напряжения, при которых происходит разрушение (наступает критическое состояние процесса) [9].

Критическая скорость деформирования является постоянной величиной для данной температуры. В зависимости от этой скорости определяется переход от разрушения в области высоких напряжений и соответственно высоких скоростей деформации (по телу зерен) к разрушению в месте более низких напряжений и малых скоростей деформации (по границам зерен) [29].

Развитие трещины зависит от состояния материала перед вершиной трещины [13]. При вязком разрушении трещина в объеме образца растет перпендикулярна оси растяжения. Когда ее пластическая зона достигает поверхности образца, то по ее периметру произойдет срез откосов под углом 45° [5]. При хрупком разрушении процесс распространения трещины в объеме образца и у поверхности один и тот же. Это можно доказать при сравнении поверхностей излома.

Стадия развития трещины является наиболее важной и в основном определяет сопротивление материала разрушению. Я. Б. Фридман в [9] отметил, что процесс разрушения на стадии развития трещины состоит из следующих четырех этапов:

- а) инкубационного, на котором скорость распространения трещины постепенно возрастает;
- б) период торможения, замедляется рост трещины;
- в) стационарного, когда скорость развития трещины постоянна;
- г) ускоренного, скоростью распространения трещины увеличивается до полного разрушения тела.

Докритическая стадия развития трещины - первые три периода, когда процесс разрушения еще можно контролировать, а закритическая стадия распространения трещины - последний период, когда окончательное разрушение становится уже трудно управляемым и часто необратимым.

Подразделение второй стадии процесса разрушения на до- и закритическую подстадии принципиально имеет существенное значение для инженерной практики. Основным становится принцип «безопасного повреждения», который допускает эксплуатацию при наличии трещин на докритической стадии их развития при инженерном конструировании [9].

Особенность разрушения – это более локальный и структурно-чувствительный процесс по сравнению со всеми видами деформации. В действительности, развитие трещины определяется структурой и свойствами материала в непосредственной близости на микронных расстояниях от ее вершины. Следовательно, локальные процессы в микрообъемах определяют характеристики макроразрушения образца или конструкции [17].

В результате пластической деформации возникает хрупкая трещина. В основном ее развитие происходит на закритической стадии. Межзеренное разрушение характеризуется присутствием на поверхности границ зерен частиц хрупких избыточных фаз или сегрегаций примесей в хрупких материалах при низких температурах. При интенсивном развитии межзеренной деформации такое разрушение так же происходит при высоких температурах. Склонность к межзеренному разрушению увеличивается с уменьшением скорости деформации.

В дальнейшем рассматривается разрушение по традиционной классификации в зависимости от степени деформации.

1.1.2 Вязкое разрушение

Чаще всего, вязкое разрушение является преимущественно внутрезеренным не исключая межзеренное. Зарождение вязкого разрушения происходит с образованием пористости материала в области локализованной пластической деформации (утяжки) [11,14,30].

Макрофрактографическое строение вязких изломов определяет микромеханизм вязкого разрушения металлических материалов. Вязкий излом состоит из относительно плоской центральной части излома; образуются губы среза в периферийной части; утяжка, отражающая макропластическую деформацию образца или детали при вязком разрушении, имеет место вблизи поверхности излома [14].

При визуальном осмотре или макромасштабе вязкое разрушение имеет волокнистый излом, на поверхности которого наблюдается большая шероховатость и отсутствие металлического блеска [14,20,31]. На микроуровне, разрушение осуществляется по механизму слияния микропустот, признаком которого является наличие элементов микрорельефа [14,18] (рисунок 5).

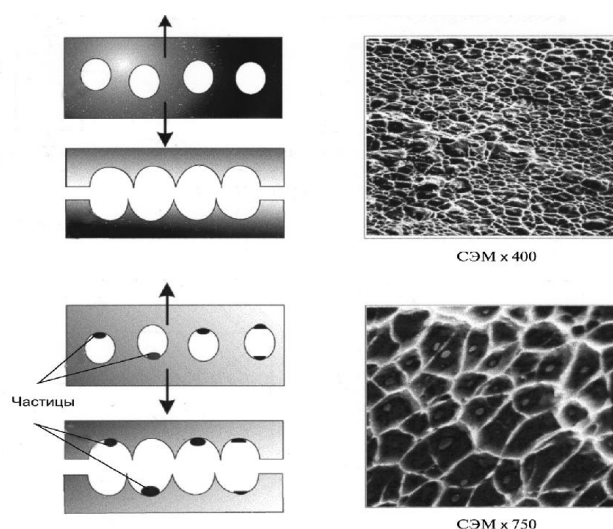
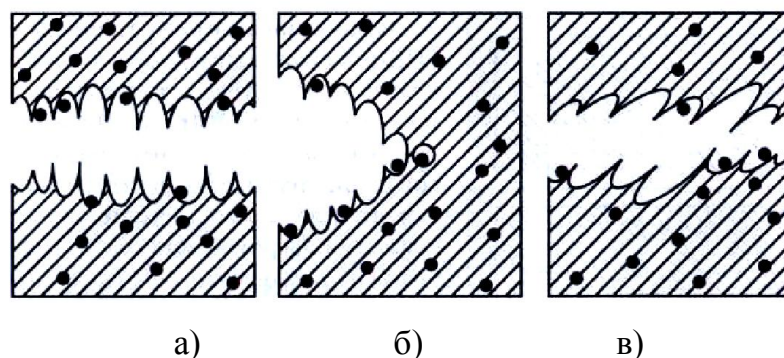


Рисунок 5 – Варианты вязкого ямочного разрушения стали

Выявлено, что истинно хрупкое разрушение происходит в редких случаях. При росте трещины перед ее кончиком часто возникает пластическая зона. Изменение структуры материала в пределах пластической зоны называется пластической деформацией [11,14].

Вязкое разрушение происходит обычно после значительной пластической деформации [14]. Его главными особенностями являются наличие медленного развития трещин и высокой энергоемкости, так как при этом необходимо затратить значительную работу пластической деформации у вершины трещины. Вязкое разрушение наблюдается в пластичных материалах, когда пластическая деформация материала достигает такой величины, что он разделяется на две части. Разрушение происходит в результате процесса зарождения, слияния, и распространения внутренних пор.

Вязкое разрушение большинства сплавов контролируют включения второй фазы, поэтому его *элементарные акты* – вскрытие и слияние пор, а характерные элементы излома — ямки, т. е. половинки слившихся пор, на дне которых нередко наблюдаются включения (НВ). Для стали — это неметаллические включения (НВ), при малом количестве характеризующиеся широким диапазоном размеров (от 10^{-1} до 1 мм). Объемная доля НВ при всех способах выплавки составляет $\varepsilon = 10^{-4}—10^{-3}$ (т. е. $\sim 0,01—0,1\%$ по объему) [32]. Из них 88% объема занимают НВ размером более 1 мкм и только 2% — размером менее 1 — 0,2 мкм.



а) одноосное растяжение; б) внецентренное растяжение; в) ямки, возникшие при срезе
Рисунок 6 – Схема вязкого разрушения с образованием ямочного микрорельефа [49]

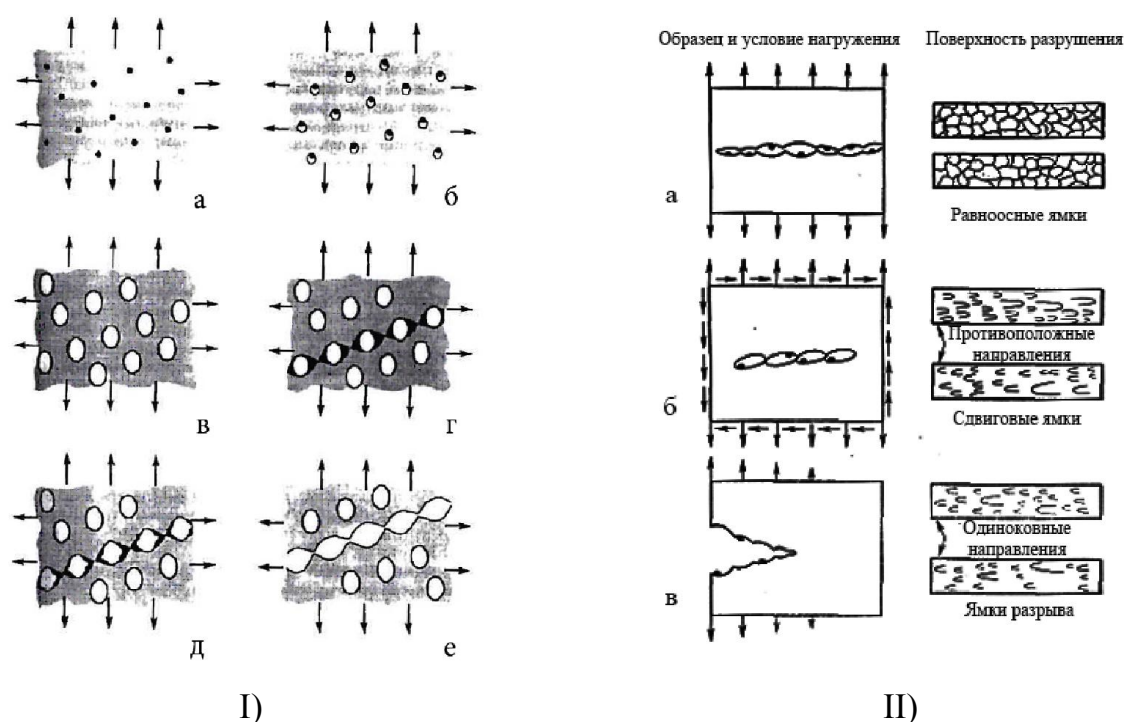
Чтобы на каждую ямку приходилось хотя бы одно НВ, их средний размер не должен превышать 0,05—0,5 мкм. Минимальное соотношение между размером ямки в поперечнике и диаметром включений ($d_{\text{ямка}}/d_{\text{включение}}$) не может быть менее 1, максимальное колеблется от 3 до 18. Это соотношение зависит от плотности распределения НВ и характеризует степень микропластической деформации, предшествующей слиянию пор. Таким образом, размер ямок (с учетом их распределения по размерам) в реальном материале составляет в основном 0,5—5 мкм [33].

При случае достаточно интенсивной сдвиговой деформации могут образовываться участки с гладкой (бесструктурной) или слегка волнистой поверхностью. Характеризуется условно высокой (в зависимости от материала и вида нагружения) работой разрушения [34].

В [15] показано, что в технических металлах и сплавах микропоры зарождаются преимущественно на включениях, частицах второй фазы и границах зерен. При дальнейшем увеличении напряжения поры расширяются и удлиняются, а стенки перемычек сужаются. Затем перемычки между соседними порами постепенно утоняются с образованием шейки (значительного сужения в результате больших пластических деформаций), и в результате поры сливаются и перемычки разрываются, образуя ямочный излом (рисунок 7).

Излом состоит из двух поверхностей, на которых при большом увеличении видны «полупоры», что является следствием микропластической деформации и разрыва перемычек между микропорами.

Важной особенностью вязкого разрушения является образование и рост множества микротрещин, некоторые из которых сливаются друг с другом. При этом необходима большая величина пластической деформации для распространения вязкой трещины, которое приводит к вязкому разрушению [19].



I) микромеханизм вязкого разрушения (а — включения в вязкой матрице металла, б — образование микропор у включений, в — рост микропор, г — локализация микропластической деформации, д — образование шейки в перемычках, е — слияние микропор и разрушение [15]); II) образование ямок различных типов (а – равноосные ямки при растяжении удлиненные ямки, б, в — удлиненные ямки при случае сдвига и разрыва [13])

Рисунок 7 – Схема вязкого разрушения с ямками разного типа

Форма ямок является неправильной, так как пустоты всегда случайно расположены внутри металла. В [13] было предложено разделить на две категории: равноосные и параболические ямки. Форма ямок зависит от системы нагрузок (во время их образования), и от угла, под которым они рассматриваются в микроскоп. Равноосные ямки могут образовываться при случае, когда напряжения являются главным образом растягивающими (рисунок 7-II, а).

В [15] известные **модели образования микропор** на границе между включениями и вязкой матрицей металла основаны как на континуальной механике твердого тела

(размер включения больше 1 мкм), так и на теории дислокаций. При этом микропора образуется тогда, когда когезионные напряжения (напряжения сцепления между частицами включения и матрицы) достигают критического напряжения σ_c :

$$\sigma_c = \sigma_{eq} + \sigma_m \quad (11)$$

Здесь $\sigma = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 \right]^{1/2}$ эквивалентные напряжения по Мизесу; $\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ — средние напряжения; $\sigma_{c1}, \sigma_{c2}, \sigma_{c3}$ — главные номинальные (внешние) напряжения.

Дислокационные модели образования микропор (у включений) являются более эффективными при наличии субмикронных частиц (размер частиц меньше 1 мкм), и затем полагают, что дислокации на границе между включением и матрицей создают напряжения

$$\sigma_d = 5,4\alpha G \sqrt{\frac{\varepsilon_1 b}{R_0}} \quad (12)$$

где $\alpha = 0,14 \div 0,3$ — константа, G — модуль сдвига, ε_1 — главная номинальная деформация, b — вектор Бюргерса, R_0 — радиус частицы. Тогда критические напряжения, при которых образуется микропора, определяются по формуле:

$$\sigma_c = \sigma_d + \sigma_1 \quad (13)$$

В результате дальнейшего пластического деформирования образовавшиеся микропоры увеличиваются и соединяются, образуются шейки в перемычках и последующий их разрыв.

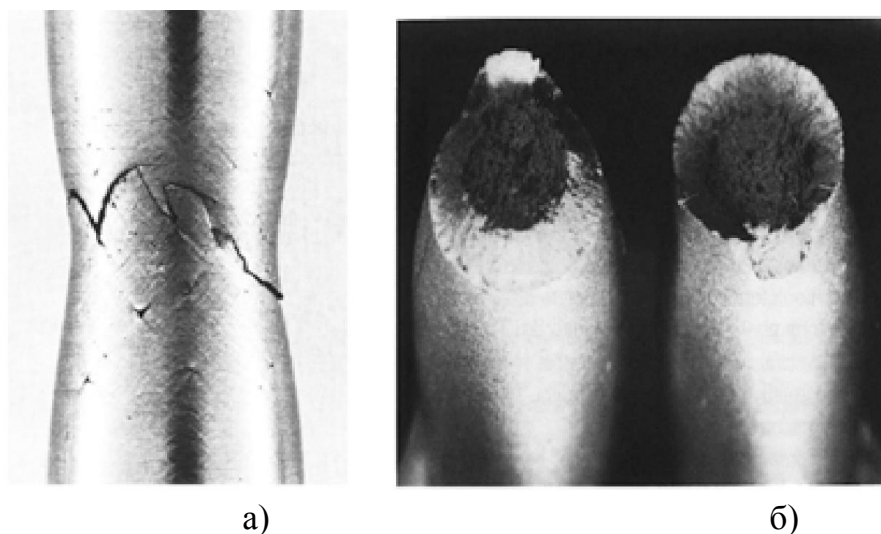
Зарождение при вязком разрушении трещин металлов чаще всего происходит у включений, поэтому величина пластической деформации перед разрушением сильно зависит от их количества. Скопления различного рода включений, содержащихся в технических металлах, приводят к зарождению трещин. Зарождение вязкие трещин реализуется при напряжениях выше предела текучести, при различии упругих и пластических свойствах металла и включений происходит пластическая деформация, а именно в зонах металла с повышенной плотностью дислокаций (вдоль плоскости

скольжения) или в точке силового поля, в котором энергия упругой деформации максимальна и численно равна скрытой теплоте плавления в результате взаимодействия дислокаций. Мотт считает, что вязкие трещины могут зарождаться подобно хрупким трещинам в результате нагромождения дислокаций перед препятствием.

Поры еще могут формироваться из микротрещин, которые возникают за счет дислокационных реакций (механизм Стро, Коттрелла и т. д.) и не распространяются по механизму скола ($\sigma_1 < S_c$). При этом микротрещины притупляются за счет релаксации напряжений в их вершинах и превращаются в пору. Требуется больше деформации для возникновения пор на карбидах и нитридах, чем на включениях и вокруг крупных частиц облегчено по сравнению с мелкими [35].

Результаты электронно – микроскопических исследований начальной стадии вязкого разрушения в условиях активного растяжения при комнатной температуре (технически чистых алюминия, меди, никеля и α -железа) показали, что субмикроскопические трещины (шириной $80 \div 500 \text{ \AA}$ и длиной до 5 мкм) зарождаются в полосах скольжения при относительно малой макроскопической деформации, равной $(0,15 \div 0,3)\epsilon_p$, где ϵ_p — равномерное удлинение [36].

Начальные трещины (первые трещины) также появляются внутри хрупких включений, которые разрушаются раньше, чем образуются достаточно мощные дислокационные скопления в матрице. Под напряжением несплошности, возникают и начинают постепенно расти и могут быть выявлены при металлографическом анализе при достижении микронных размеров. Типичным проявлением на начальной стадии вязкого разрушения является наличие большего количества мелких трещин (пор) в основном в центральной части сечения шейки, где нормальные и радиальные растягивающие напряжения достигают максимальных значений. Сначала деформируется образец равномерно по всей рабочей длине, а на определенном этапе увеличения нагрузки происходит локализация деформации и, как следствие, местное уменьшение диаметра образца с образованием шейки (рисунок 8). У пластичных металлов, начиная с напряжения σ_b , деформация сосредоточивается в одном участке образца, где появляется местное сужение поперечного сечения, так называемая *шейка*.

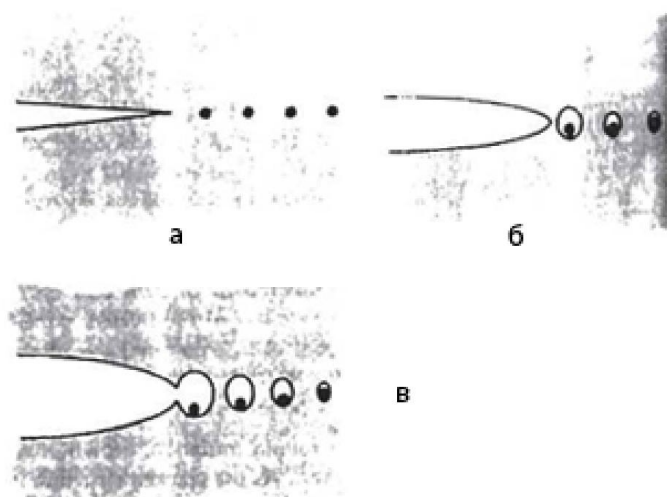


а) трещины в шейке; б) макровязкий излом «чашкой»

Рисунок 8 – Разрушение в шейке разрывного образца при растяжении

Во внутренних областях сечения шейки возникает трехосное растяжение, которое накладывается на внешнее осевое растяжение, поэтому внутри шейки схема напряженного состояния усложняется по сравнению с исходным одноосным растяжением. Высокая плотность вакансий и дислокаций образуется из-за развития множественного скольжения в шейке. В центре шейки образуется сплошная трещина за счет сливания таких мелких пор с образованием более крупных в процессе растяжения. Образование этой центральной трещины является результатом разрушения путем макроотрыва. Дальнейший её рост происходит вследствие присоединения новых пор при разрыве перемычек между ними и основной трещиной [23,37].

Такие выше приведенные модели образования, роста и слияния микропор позволяют изучить микромеханизм вязкого разрушения твердого тела перед вершиной макротрещины (рисунок 9) [15].



а) включения у вершины трещины; б) рост микропор перед вершиной трещины; в) слияние микропор с вершиной трещины [15]

Рисунок 9 – Схема микромеханизма роста вязкой трещины

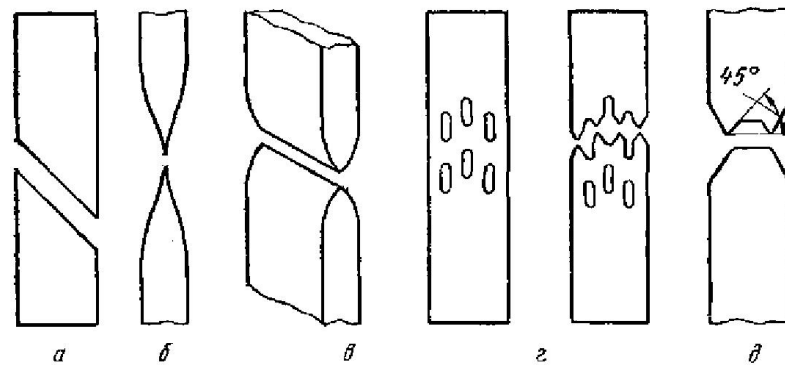
Макрогеометрия поверхности разрушения может сильно различаться в зависимости от материала, геометрии образца, способа и условий нагружения и развиваться различными способами [17].

При растяжении монокристаллитов с ГП-решеткой (таких, как цинк, кадмий путем среза, рисунок 10, а) часто происходит разрушение, так называемое чистым сдвигом. В данном случае получается поверхность излома в виде одностороннего клина. Это объясняется продолжительной пластической деформацией базисным скольжением в нескольких достаточно удаленных друг от друга полосах. Окончательное разрушение происходит в результате разрыва по плоскости скольжения.

При растяжении плоских образцов из малопластичных металлов и сплавов, например высокоуглеродистой стали можно часто встречать разрушение путем среза. Это возможно на цилиндрических образцах и в отличие от чистого сдвига в этих разновидностях среза поверхность разрушения менее гладкая [17].

Вдоль двух перпендикулярных плоскостей скольжения, где действуют максимальные касательные напряжения в образцах из пластичных металлов, сдвиг происходит чаще. Тогда для чистых монокристаллов с ГЦК решеткой (медь, серебро)

шейка сужается до острия в цилиндрическом или лезвия (цилиндрическая шейка) в плоском образце (рисунок 10, б, в).



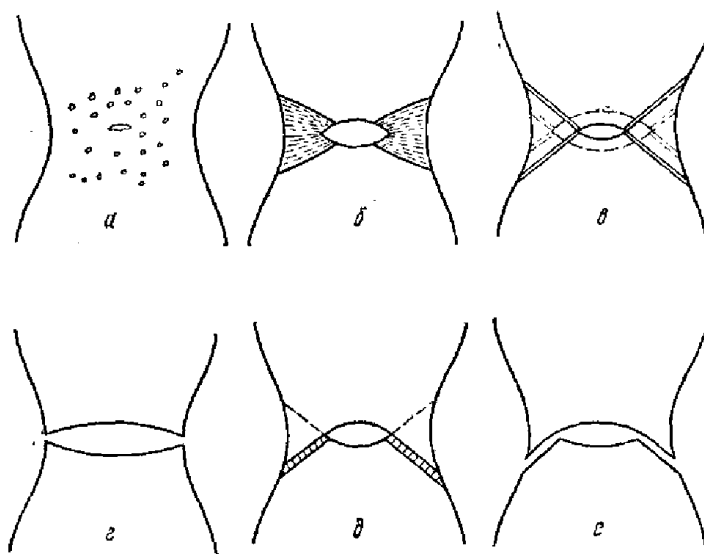
а) срез; б) цилиндрическая шейка; в) плоское лезвие; г) волокнистое разрушение; д) чашечный излом

Рисунок 10 – Формы излома образцов при вязком разрушении после растяжения [17]

Для многих пластичных металлических сплавов, например латуни, в структуре которых имеются грубые частицы избыточных фаз, характерно волокнистое разрушение (рисунок 10, г). Трещины развиваются по межфазной поверхности или по телу частиц, которые обычно более хрупкие, чем матрица.

В случае растяжения сталей со структурами сорбита, троостита и мартенсита излом типа “конус – чашка” часто наблюдается (рисунок 10, д). За счет распределения (перпендикулярно оси образца) напряжений образуется площадка — дно чашки. В центре этой чашки расположен фокус излома, с четко выраженными рубцами (разновидность такого излома с крупными радиальными рубцами называется звездочкой). Для пластичных материалов типичны изломы «чашечкой» и «звездочкой» (рисунок 11).

В связи с ростом трещины в нормальной плоскости (образование дна чашки) при изменении напряженного состояния разрушение развивается в плоскости под углом 45° к оси образца (под действием касательных напряжений) на завершающей стадии с последующим образованием конических скосов, окаймляющих излом по всему периметру образца [23].



а) образование микротрещины; б) рост центральной трещины; в) рост трещины вдоль плоскостей локализованного сдвига; г) разрушение по типу «двойная чашечка»; д) перераспределение пор вдоль ослабленной полосы сдвига; е) разрушение по типу «чашечка — конус» [17]

Рисунок 11 – Схема формирования чашечного излома (Чин и др.)

При небольших ($\sim \times 10$) увеличениях в центре дна чашки видна область с малоразвитой поверхностью, в фокусе которой просматривается углубление или выступ [23].

При растяжении микростроение изломов типа чашка-конус имеет ямочный характер.

Размер и глубина как правильно равноосных ямок (формируются при деформации отрывом под действием нормальных растягивающих напряжений) зависят от свойств материала, его способности сопротивляться зарождению микротрещин и развитию пластической деформации под действием нормальных напряжений образующие структуру дна чашки (за пределами фокуса излома). Могут наблюдаться параболические ямки среза на боковых склонах излома, имеющих ямочное микростроение.

Тем большая энергоемкость процесса развития трещины, чем большая пластическая деформация была реализована в процессе развития трещины и этот термин (энергоемкость) используется в дальнейшем для характеристики ямочной структуры. Тогда для изломов нормального отрыва (равноосные ямки), более энергоемким считается с более глубокими ямками; для параболических ямок среза или внецентренного отрыва принимается степень их вытянутости за меру энергоемкости [23].

Изгиб является более мягким способом нагружения в сравнении с растяжением и при испытании изгибом при растягивающих нормальных напряжениях происходит внецентренный отрыв и поэтому обычно применяют образцы с концентратором напряжений — надрезом или трещиной для испытания изгибом пластичных материалов.

Для призматических образцов с концентратором (надрез, трещина) макростроение изломов при изгибе характеризуется четырьмя зонами. От поверхности надреза разрушение начинается и сначала распространяется под углом к оси образца (зона 1). Стандартные образцы с надрезом применяются при мартенситной структуре с содержанием углерода более 0,4 %. При статическом изгибе начальная зона излома может вырождаться в очень узкую полоску (десятые доли миллиметра).

Зона 2 представляет собой часть излома, образующуюся отрывом и располагается в плоскости, нормальной оси образца. Зона 3-боковые скосы, как и зона 4-долома образуются от действия касательных напряжений и расположены под углом 45° к оси образца.

Микростроение изломов при изгибе, как правило, представляет собой ямочную структуру. Строение разных зон имеет некоторые различия. В зонах 1, 3 и 4 — преобладают параболические ямки [23].

При статическом кручении, основные элементы микрорельефа зоны среза — параболические вытянутые ямки и участки гладких расслоений при этом вытянутость ямок неоднородна по всей поверхности зоны среза. На ней (преимущественно у поверхности образца) встречаются колонии слабо вытянутых мелких ямок но занимают

сильно вытянутые ямки основную площадь на поверхности этой зоны. Следы интенсивной пластической деформации в виде взаимно пересекающихся линий скольжения наблюдаются на поверхности таких ямок и участков гладкого расслоения при повышенной температуре испытания. Протяженность параболических ямок среза уменьшается с приближением к зоне долома. В этой зоне микростроение характеризуется наличием преимущественно равноосных ямок (это свидетельствует о том, что долом происходит отрывом).

Вытянутые ямки среза и области гладкого расслоения в зоне среза характерны для сталей со средним содержанием углерода в структурах сорбитного и трооститного типа. Мелкие и глубокие энергоемкие ямки, характерные для сорбитной структуры наблюдаются в доломе при разрушении отрывом. Степень энергоемкости ямочной структуры определяется пластичностью материала. Такая степень энергоемкости - это вытянутость параболических ямок в зоне среза и глубина равноосных ямок в доломе [23].

1.1.3 Хрупкое разрушение

Нестабильным распространением трещины в конструкции характеризуется быстрое макрехрупкое разрушение, то есть если трещина начала расти, то за счет системы напряжений происходит ее ускоренный рост. Приложенные напряжения вызывают разрушение различных изделий во время эксплуатации по механизму быстрого разрушения почти всегда с меньшими значениями по сравнению с заложенными в конструкцию и рассчитанными с учетом соответствующих правил проектирования и коэффициентов безопасности. Это обстоятельство и привело к общему описанию таких разрушений, как «хрупких».

Микромеханизмы распространения трещин могут варьироваться от скола (или межзеренного разрушения с незначительной деформацией) до полностью пластического сдвига (в тонких полосах). Инженерное определение «хрупкого» разрушения обусловлено наступлением неустойчивости, что означает, что приложенные

напряжения меньше обычного предела текучести. Тогда за определение хрупкого разрушения будем считать вид разрушения, при котором нестабильный рост трещины происходит при напряжениях, меньших предела текучести [16]. Такие виды обработки, как деформационное упрочнение, старение, закалка, образование дисперсных выделений по границам зерен, увеличение размера зерна, приводящие к падению ударной вязкости, ведут к охрупчиванию.

С практической точки зрения хрупкое разрушение гораздо важнее, чем вязкое. Это наиболее опасный вид разрушения, идущий катастрофически быстро и под действием сравнительно низких напряжений. Исходя из этого представление о механизме хрупкого разрушения и его условиях, которые ему способствуют или его затрудняют, особенно важны.

Металлы и сплавы идеально хрупко (без предшествующей пластической деформаций) не разрушаются. Хрупкая трещина так же, как и вязкая, возникает в результате пластической деформации, развитие которой происходит в основном на закритической стадии. В случае хрупкой трещины развитие идет нестабильно по сравнению с вязкой трещиной.

Особенности хрупкого разрушения заключается в присутствии значительных концентраторов напряжений в крупных деталях и системе нагружения, не позволяющей релаксировать приложенным напряжениям в момент начала роста образовавшейся трещины. Это разрушение происходит в основном при низких температурах, увеличении скорости нагружения и большой толщине детали, наличии в изделии трещины или трещиноподобных дефектов, присутствии в структуре материала вредных примесей и некоторых других причин [11,14,16,38,49].

Но разрушаться «хрупко» (в инженерном смысле этого слова) могут даже конструкции с тонким сечением (из стали и алюминиевых сплавов). Ухудшают ситуацию охрупчивающие дефекты, возникающие при производстве материала во всех случаях. Образец может разрушаться хрупко (т. е. до наступления общего течения), если он содержит концентратор напряжений, локализирующий область образования трещины, отсюда главным образом будут интересоваться механизм зарождения

разрушения перед фронтом существующей трещины или другого концентратора напряжений, также связь этого механизма с системой приложенных напряжений.

Почти большинство из таких перечисленных факторов увеличивают стесненность пластической деформации, вызывая снижение пластических характеристик материала. Особое место занимают водородное охрупчивание, коррозия под напряжением, жидкометаллическое охрупчивание. В этих случаях, независимо от структуры материала, разрушение происходит по межзеренному хрупкому механизму [11,14].

В [39] показано, что при анализе причин разрушения труб магистральных нефтепроводов показано, что практически отсутствуют признаки пластической деформации в области очага хрупкого разрушения (при развитии хрупкой трещины пластическая деформация локализуется в узком слое, у ее вершины). Вторая стадия развития трещины - более важна, потому что в основном она определяет сопротивление металла труб разрушению.

Механизм хрупкого разрушения. Трещина распространяется при растяжении материала, претерпевающего упругую деформацию и в некоторых случаях небольшую пластическую деформацию. Поочередный разрыв межатомных связей при достижении нормальных напряжений до уровня напряжений отрыва, происходит по плоскости скола с получением двух новых поверхностей раздела (рисунок 12).

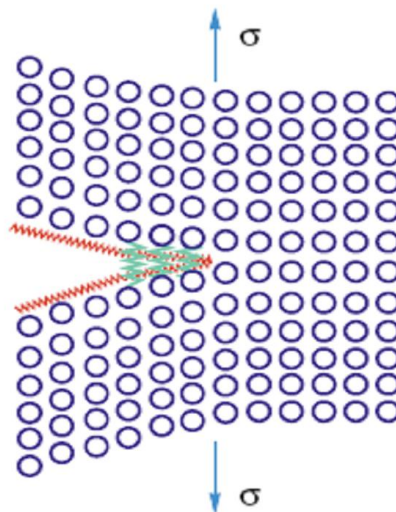


Рисунок 12 – Элементарный механизм хрупкого разрушения сколом

Энергия связи между атомами определяет необходимое напряжение для хрупкого разрушения. Для хрупких материалов это напряжение должно составлять $\sim E/10$, где E – модуль упругости. Однако экспериментальные значения напряжения хрупкого разрушения составляют обычно $E/100 \div E/10000$. Причина низкой прочности на разрыв объясняется эффектом концентрации (усиления) напряжений на микротрещинах. Приложенное напряжение во много раз усиливается на вершинах микротрещин, пор, поверхностных царапин, острых углов и т.д. Эти дефекты называются концентраторами напряжений. Коэффициент усиления напряжения зависит от формы, размеров и ориентации микротрещин [10].

Признаком хрупкого разрушения является наличие элементов микрорельефа: фасетки внутризеренного и межзеренного скола, ступеньки скола, ручьистый узор, язычки. При этом ступеньки скола и язычки входят друг в друга на двух ответных половинах излома [34,40].

Структура поверхности разрушения получается различной в зависимости от характера распространения трещины. Структура поверхности скола при узкой пластической зоне у вершины развивающейся хрупкой трещины резко отличается от вязкого излома. Для хрупких изломов обычно характерно кристаллическое строение, блестящее или имеющее цвет фаз, расположенных по границам зерен; без видимых признаков пластической деформации (отсутствие скосов и зон среза, связанных с пластической деформацией), отсутствия утяжки вблизи излома.

На макроскопическом уровне при хрупком разрушении трещина распространяется почти перпендикулярно приложенному напряжению, а на микроскопическом уровне как в работе [25] было отмечено, что при распространении трещины по телу зерна может происходить как вязкое, так и хрупкое разрушение, а межзеренное разрушение всегда является хрупким и обычно происходит при выделении по границам зерен частиц хрупкой фазы. Поэтому, по механизму распространения микротрещин, в отличие от вязкого, считается, что хрупкое разрушение может быть как внутризеренным, так и межзеренным [14] (хотя есть тот же камневидный или вязкий межзеренный излом, о котором будет сказано ниже).

В [14,15] было показано, что трещина обычно распространяется вдоль кристаллографической плоскости с малыми индексами при *внутризеренном* (транскристаллитном) хрупком разрушении (по механизму скола). В металлах с ОЦК решеткой транскристаллитный скол имеет место в плоскости $\{100\}$. В поликристаллических телах процесс транскристаллитного скола реализуется не в одной кристаллографической плоскости, а в результате распространения и последующего объединения множества микротрещин скола, возникающих в определенном семействе кристаллографических плоскостей зерен. Поэтому появляются (на поверхности разрушения) ступеньки скола с образованием специфического “речного” рельефа.

При большом увеличении таких изломов видны фасетки скола со ступеньками в виде ручьистых узоров [14,15,40]. Под микроскопом внутрикристаллитный скол не идеально гладок а на поверхности наблюдаются ступеньки, придающие структуре вид ручьистых узоров, изменяющихся при переходе от зерна к зерну в поликристаллических образцах. Каждая линия речного узора соответствует разнице в уровнях, т. е. ступеньке на поверхности излома. Так могут разрушаться материалы с ОЦК- и ГПУ-решетками, а в материалах с ГЦК-решеткой трещины скола не наблюдаются.

В некоторых случаях ступеньки свидетельствует о разрушении, проходящем при одновременном распространении нескольких параллельных трещин, соединяющихся друг с другом вследствие разрыва тонких перемычек. Но в большинстве случаев хрупкое разрушение происходит путем распространения одной трещины (в отличие от вязкого разрушения). Для данного случая причиной образования уступов может быть пересечение трещиной винтовых дислокаций, которые располагаются на пути распространения фронта трещины. Может быть после разделения кристалла на две половины поверхность каждой из них будет содержать две ступеньки в соответствии со атомной схемой винтовой дислокации в том случае когда трещина развивается вдоль кристалла и встречает на своем пути две винтовые дислокации. Кроме этого в процессе развития трещины ступеньки могут укрупняться. Из-за пересечения большого

количества дислокаций и слияния элементарных ступенек высотой b возникают ступеньки с высотой достаточной для их выявления при микроскопическом анализе.

Процессы пластического деформирования не исключены в случае *транскристаллитного скола*, имеющего хрупкий характер [15].

Структура поликристалла определяет особенности транскристаллитного скола, поэтому существует несколько моделей данного микромеханизма разрушения [41]. Так, разрушение транскристаллитным сколом, например в ферритных сталях, вызывается процессом разрушения у вершины макротрещины в зоне повышенных напряжений (концентрации напряжений), который происходит в результате микропластического деформирования ферритной матрицы, растрескивания хрупких частиц второй фазы (включений или карбидов) и распространения образовавшейся микротрещины в ферритной матрице.

Локальные критические напряжения (из критерия Гриффитса) перед вершиной трещины, приводящие к образованию микротрещины в сферической хрупкой частице радиуса R_0 , можно записать в виде:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi(1-\nu^2)R_0}} \quad (14)$$

где γ —удельная поверхностная энергия тела.

В связи с различной ориентацией решетки в соседних зернах трещина изменяет направление движения от зерна к зерну при транскристаллитном разрушении. Трещина идет по пути наименьшего сопротивления. Иначе говоря, когда трещина достигает границы нового зерна, находит новую плоскость для распространения, в которой легче изменить направление, чем двигаться в прежнем направлении. Это приводит к тому, что поверхность излома состоит из множества микросколов [10].

В металлах со структурой, отличной от ферритной, инициирование транскристаллитного скола возможно в карбидах, расположенных в границах зерен [15].

Межзеренное (интеркристаллитное) разрушение наблюдается особенно часто в сплавах, в которых по границам зерен имеются прослойки второй фазы, а также в

технических металлах и сплавах, у которых развита равновесная зернограницная сегрегация примесей. Тогда **межзеренный скол** состоит в зарождении и распространении микротрещин в однофазных материалах по поверхности граней зерен, а при наличии на границах второй фазы — вдоль межфазной поверхности или вдоль поверхности скола внутри данной фазы. Поверхностная энергия снижается за счет сегрегации примесных атомов на границах зерен, облегчающей тем самым развитие трещины вдоль поверхности границ.

Присутствие по границам зерен повышенного количества примесей, выделений частиц охрупчивающих фаз указывает на появление межзеренного или межкристаллитного хрупкого излома. Внешне для такого межзеренного излома характерно наличие относительно гладких поверхностей [42].

Осуществление этого микромеханизма разрушения определено тем, что энергия разрушения, необходимая для распространения трещины вдоль границ зерен должна быть ниже соответствующей энергии транскристаллитного скола. Межзеренное хрупкое разрушение можно наблюдать в материалах с ОЦК-, ГПУ- и ГЦК-решетками [14].

Причинами, вызывающими механизмы межзеренного скола могут быть образование хрупкой фазы по границам зерен, водородное и жидкометаллическое охрупчивание, коррозионное растрескивание и межзеренная коррозия [15].

1.1.4 Смешанный вид разрушения

В большинстве конструкционных сплавов разрушение металла в условиях эксплуатации конструкций и машин может быть не только вязким или хрупким, но и смешанным — вязкохрупким, так как носит смешанный вязко-хрупкий характер, например, при хладноломкости большинства конструкционных сталей..

Смешанное разрушение также имеет место при разрушении материалов с ГЦК-решеткой (аустенитные стали, некоторые цветные сплавы, закаленные инструментальные стали). Поверхность, полученных изломов матовая и «бархатная»,

сами изломы ровные, без губ среза, или имеют небольшие губы среза и небольшую шероховатость [14].

С помощью оптической или растровой электронной микроскопии для определения, преобладающего вида разрушения (вязкий или хрупкий), проводят фрактографический анализ поверхностей разрушения. Вязкое разрушение характеризуется ямочным отрывом, а хрупкое – транскристаллитным или интеркристаллитным изломом. Такое различие позволяет определить доли хрупкой и вязкой составляющих в изломе [10,14,31].

В [2] показано, что смешанный излом (поверхность разрушения) представляет собой совокупность двух или более видов изломов, различающихся по механизму разрушения (рисунок 13).

Практически все виды микрорельефа, такие как ямочный, квазискол, скол, межзеренное вязкое разрушение таких изломов можно обнаружить при микрофрактографическом исследовании. Возможно сочетание микрорельефов, но бывает, что сами микрорельефы не всегда ярко выражены. Например, при смешанном разрушении участки ямочного микрорельефа характеризуются неглубокими мелкими ямками, свидетельствующими о невысокой локальной пластической деформации материала [14].

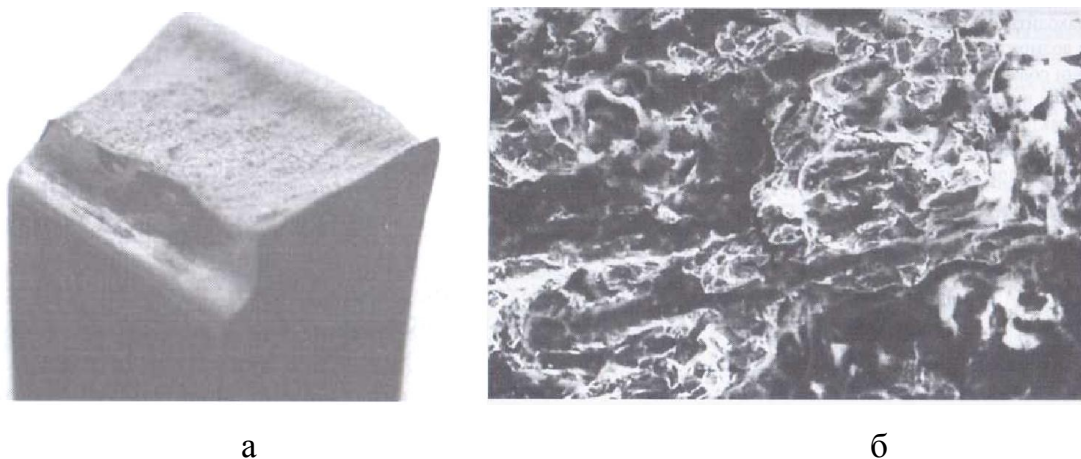


Рисунок 13 – Макро- (*а*) и микрорельеф (*б*) смешанного разрушения аустенитной стали (*а* — $\times 5$; *б* — $\times 300$) [14]

Переходный излом (один из случаев смешанного излома) – поверхность разрушения, на которой соединены волокнистый излом и кристаллографический излом. Они переходят из одного вида в другой в зависимости от температуры испытаний при неизменном качестве металла.

1.2 Структурные и металлургические факторы, лимитирующие разрушение

1.2.1 Роль неметаллических включений

Неметаллические включения — химические соединения металлов с неметаллами, находящиеся в сталях и сплавах в виде отдельных фаз. Они являются частицами, которые образуются в процессе выплавки, разливки стали и кристаллизации слитка [24,59]. К ним относятся оксиды, сульфиды, нитриды, фосфиды, силикаты, карбонитриды и т. д. Оценка загрязненности сталей и сплавов неметаллическими включениями проводится по ГОСТ 1778—70 [79].

В некоторых стандартах на металл балл остается сдаточной, но опознавание балла довольно субъективно и не документируемо, а оценка металла по совокупности баллов полей не всегда состоятельна статистически. До сих пор не решенной задачей распознавания образов (различная для включений разного типа) является объективная оценка поля зрения баллом. Так, ошибка на 15% полей составляет в наилучшем из алгоритмов- распознавании балла строчечности сульфидов и силикатов в сталях по 11- мерному критерию [80].

Однозначного соответствия нет между баллом включений по ГОСТ и их количеством или площадью, измеряемыми на шлифе, поэтому из-за трудоемкости измерений включений и отсутствия документированных процедур, возникает вопрос — насколько эффективны балльные оценки для ранжировки качества стали по загрязненности неметаллическими включениями. Ни одной программе, определяющей балл, не удавалось пока ранжировать шлифы так, как при визуальном анализе.

Так как содержание фосфора в металлах низкое, то наибольшее количество включений составляют оксиды и сульфиды. Нитриды обычно присутствуют в специальных сталях, имеющих в своем составе элементы с высоким сродством к азоту [24,78].

В процессе деформации и разрушения влияют на роль включений не только их размеры и форма, но и особенности размещения в пространстве. Образующиеся строчки включений после горячей обработки давлением могут существенно снизить запас вязкости металла [32].

В состав структуры стали входят неметаллические включения, попадающие в сталь непреднамеренно, но неизбежно по технологическим условиям. Их объемная доля обычно составляет $v \sim 10^{-3}$ и в наиболее чистой - $v \sim 10^{-4}$. Поэтому можно сказать, что неметаллические включения по-разному проявляются в локальных процессах – при разрушении, а так же в формировании зерна и фазового состава стали, но практически не влияют на «объемные» процессы пластической деформации и упрочнения. [50,53].

Известно, что неметаллические или вообще любые другие инородные включения создают в материале поля напряжений, локализованные в их окрестностях. Величина и распределение этих напряжений оказывают влияние на деформационные процессы в матрице.

В зависимости от числа, геометрии, ориентации, дисперсности включений, а также их природы и распределения неметаллические включения в целом вызывают *отрицательное влияние* на основной комплекс свойств металла (циклическая и статическая прочность, способность к деформированию и сопротивление разрушению). Даже при их незначительном количестве они могут сыграть решающую роль в поведении реальной конструкции в условиях достаточно жесткого, в частности усталостного нагружения [78].

Эффективное повышение работы вязкого разрушения в рафинирующих переплавах тем достигается путем уменьшения количества и дисперсности неметаллических включений [20].

Однако существуют и противоречивые мнения. Б.И.Эделсон и В.Болдвин считают, что свойства стали не зависят от содержания включений, а Дж.Гарленд и Дж. Ллэтью полагают, что главную роль играет тип включений, а их количество не влияет на механические свойства.

Включения с точки зрения влияния на конструкционную прочность рассматриваются как дефекты, для которых важны размер и форма. На основании данных о величинах K_{Ic} для различных сталей необходимо определять критические размеры включений. С точки зрения формы наименее благоприятны остроугольные и пластинчатые включения [24].

Включения и ямки в изломе. Площадка среза перемычек между ямками от включений часто бывает покрыта мелкими, вторичными ямками от частиц размером $d_2 \ll d_1$, которые вводятся для упрочнения матрицы [81]. В сталях это карбиды отпуска ($d_2 = 0,2 \dots 0,5$ мкм [82]) или нерастворяемые карбиды ванадия и молибдена ($d_2 = 0,05 \dots 0,07$ мкм [83]). Так же и в алюминиевом сплаве находили вторичные ямки от частиц $Al_{10}Cu_2Mn_3$ $d_2 = 0,15$ мкм (при $d_1 = 6$ мкм у первичных - остаточных нерастворенных Al_2Cu) [84]. Если первичные ямки на включениях d_1 вскрываются в поле собственно трещины, то вторичные - только в полосе среза между первичными. Лишь к концу сдвига в полосе достигается необходимое напряжение их скола или отслоя (поэтому вторичные ямки не вытянуты). Вкладом вторичных ямок в раскрытие трещины можно пренебречь, поскольку их размер $\Lambda_2 \ll \Lambda_1$. Но из-за них распределение размеров ямок в изломе не обязательно согласуется (как $\Lambda \sim d$) с распределением размеров включений.

Чем меньше плотность (N_0) неметаллических включений, тем больше ожидается работа (J). Но есть предел чистоты, далее которого влияние включений неощутимо. Тогда у фронта трещины образуются макрополосы сдвига, не связанные с включениями (и в них, лишь к концу среза возникают вторичные поры). Возникает пилообразный мезорельеф излома, каждый его зубец – полоса среза, параллельная фронту трещины, длину которой ограничивает накопление упругой энергии от смещения в полосе [76]. Критерий перехода к макрополосам от некоррелированного присоединения ямок не найден.

В [110] и с использованием количественной металлографии (в [111]) показано, что размер и распределение неметаллических включений зависят от скорости охлаждения. При этом вязкое межзеренное разрушение будет, в случае если отношение расстояний между включениями на границах зерен и в теле зерна достигает критического значения.

Неметаллические включения образуются при раскислении стали, которое проводится для уменьшения примесей (кислород). Как известно, продувка стали инертным газом (аргон) позволяет снизить содержание кислорода на 40-50 %, водорода на 20-40 %, уменьшить загрязненность неметаллическими включениями. Наиболее эффективным способом удаления водорода является вакуумирование с одновременной продувкой аргоном в ковше. Поток пузырей приводит к перемешиванию металла, что повышает эффективность дегазации. Данный способ является эффективным и для удаления кислорода [87].

В итоге, можно сказать, что механизм вязкого разрушения включает три этапа: зарождение, рост и объединение пор. В конструкционных сталях поры образуются в первую очередь при незначительном деформировании в результате отслаивания слабо связанных с ферритной матрицей крупных сульфидов марганца (MnS) и включений глинозема (AlO_3) [89]. Частицы карбидов и нитридов связаны с матрицей весьма прочно и возникновение пор возможно только при высоких локальных напряжениях. Поэтому для появления пор на карбидах необходимы большие пластические деформации [35].

Причиной зернограницной хрупкости стали являются малые примеси. Следует различать причины такого влияния: сегрегации (в твердом растворе) и выделения (частицы фаз). Охрупчивающие сегрегации на границах зерен образуются примесями (P, As, Sb), попадающие в сталь из шихты. Охрупчивают сталь частицы неметаллических включений (MnS , AlN , CrS), находясь на границах зерна. [88].

Размер частиц может оказывать влияние на возникновение пор. Если дислокации малы, скользящие в матрице, то им легче обогнуть область влияния частиц, чем скапливаться вокруг них. Следовательно, для зарождения пор у частиц меньшего

размера требуется большая пластическая деформация. Этот эффект усиливается, если частицы малого размера, прочнее связаны с матрицей.

В [39] при исследовании разрушения труб магистральных нефтепроводов видно, что при низких температурах ($-40+60\text{ }^{\circ}\text{C}$) межкристаллитное разрушение наблюдается у длительно (« 30 лет) эксплуатируемых (состаренных) трубных сталей. Вероятно, это обусловлено наличием на поверхности границ зерна зародышей новых карбидных фаз, которые охрупчивают металл труб магистральных нефтепроводов. Более того, установлено, что тенденция к межзеренному разрушению усиливается по мере уменьшения скорости деформации.

Вид разрушения определяется наличием включений разного размера. При хрупком разрушении неметаллические включения опасны лишь как первичный очаг, когда их размер больше критического [32].

К хрупкому разрушению высокопрочных сталей могут привести лишь крупные экзогенные включения ($\approx 2\text{ мм}$). Вязкое разрушение практически всегда контролируется включениями. На дне ямок, характеризующих вязкий излом стали, практически всегда имеются неметаллические включения (карбиды, нитриды), с размером не превышающим $0,05...0,5\text{ мкм}$. Эти включения определяют работу распространения вязкого излома, а более крупные включения (несколько мкм) обуславливают стадию зарождения вязкого излома. Неравномерность распределения неметаллических включений уменьшает энергоемкость вязкого разрушения [32].

Неметаллические включения увеличивают анизотропию механических свойств деформированной стали, особенно показатели пластичности - относительное сужение и относительное удлинение.

При упругой деформации концентрация напряжений зависит от упругих свойств самих неметаллических включений, чем они больше, тем выше напряжения около них. Поэтому наибольшие напряжения создаются около прочных недеформируемых включений, острые ребра жестких которых усиливают концентрацию остаточных напряжений около них.

При возникновении в деформированной стали строчек сульфида марганца,

прилегающие к ним объемы металла обедняются марганцем, вследствие чего устойчивость переохлажденного аустенита в них понижается. При охлаждении в них образуется избыточный феррит. Нормализация стали практически не изменяет ферритную полосчатость, обусловленную силикатами, и уменьшает полосчатость, причиной которой являются сульфиды.

Некоторые неметаллические включения могут существенно влиять на рост зерна аустенита, устойчивость переохлажденного аустенита при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении.

Следует сказать, что повышение конструктивной прочности стальных изделий не всегда коррелирует с уменьшением числа и размера неметаллических включений в стали. Иногда наблюдается положительная роль неметаллических включений определенного состава и морфологии в достижении заданного комплекса механических, технологических и эксплуатационных свойств ряда сталей [32].

Структурная неоднородность, такая как кластеры субмикронных неметаллических включений по границам перегретых зерен аустенита в стали, приводит к появлению *камневидного излома* (аномалии вязкого разрушения) [20,63]. Маловероятно попадание кластера включений в плоскость шлифа из-за двумерного характера скопления (поперечником 100 – 300 мкм и размером частиц преимущественно 1 – 2 мкм). Грубая зернограницная огранка с размером фасеток, соответствующим перегретому зерну аустенита, и микровязким рельефом их поверхности выявляется при ударных испытаниях стали при комнатной температуре [65]. Излом типа белых пятен – отслой по границе раздела феррит – цементит [63].

Камневидный излом формируется в результате растворения четвертичных включений MnS (или AlN) при нагреве под ковку и осаждения их послековки на границе зерна при охлаждении. Чем ниже отношение Mn/S, тем больше железа в этом сульфиде и тем быстрее он растворяется. Действие кремния обычно связано с образованием четвертичных включений — наночастиц субоксидов и нитридов кремния, конкурирующих с MnS и AlN. Поскольку анализ на кислород, азот, алюминий не проводился, влияние кремния не выяснялось [58].

Снижение горячей технологической пластичности связано с наличием легкоплавких включений, которые часто расположены по границам зерен стали, что ослабляет границы. К таким включениям относятся легкоплавкие сульфиды, силикаты, сульфидные, оксисульфидные, силикатные, сульфосиликатные эвтектики, аморфные силикаты (стекла) сложного состава. Нагрев стали до температуры начала деформации приводит к плавлению включений и появлению прослоек жидкости, имеющих развитую поверхность. Жидкие прослойки приводят к катастрофическому падению пластичности. На внутренних поверхностях твердой стали, замыкающих эти прослойки, возникает множество рванин и трещин. В случаях залегания прослоек по границам происходит интеркристаллитное разрушение.

Некоторые включения нитридов, оксидов и сульфидов при нагреве до высоких температур частично или полностью растворяются в матрице стали, что резко повышает технологическую пластичность [24].

Наличие камневидности в изломе нередко считается браковочным признаком [64], опасность которого не всегда можно оценить по результатам обычных ударных испытаний, например, в сталях с сохранившейся литой структурой. В них масштаб дендритного рисунка связан с неоднородностью вязкости: путь трещины по полоскам плохой структуры тем легче, чем толще оси дендритов, тем больше степень ликвации и неоднородность конечных структур, и чем длиннее оси дендритов (а с ними и межосные промежутки).

Это вносит неопределенность на появление разброса вязкости при оценке роли зернограницных скоплений. В таком случае для понимания механизма разрушения по кластерам частиц и оценки степени его опасности могут быть полезны прямые измерения рельефа излома [65].

Загрязненность стали включениями (по крайней мере, сульфидами) так же характеризуют серный отпечаток по Бауману [90] и гистограммы размеров неметаллических включений, измеряемые либо на анализаторах типа Квантиметр, либо с использованием цифровой камеры и компьютера. Что позволяет получить более документированный и более объективный результат.

Серный отпечаток позволяет получить устойчиво воспроизводимые характеристики распределений сульфидов по размерам. По нему также оценивают мезонеоднородность от дендритной ликвации, прямо влияющей на сопротивляемость стали разрушению [50].

Анализатор типа «Квантимет» [65] позволяет оценить распределение включений по размерам, степень вытянутости (анизотропию), ранжировать их на крупные и мелкие. При этом остаются требования к единообразию процедур, так как при переходе от одной модификации «Квантимет» к другой на одних и тех же шлифах получают двух-, трехкратную разницу в объемной доле мелких включений и четырех-, пятикратную разницу в объемной доле вытянутых включений. Если параметры процедур измерения задаются лишь из удобства пользователя, то существует большой риск систематической ошибки.

1.2.2 Размер зерна

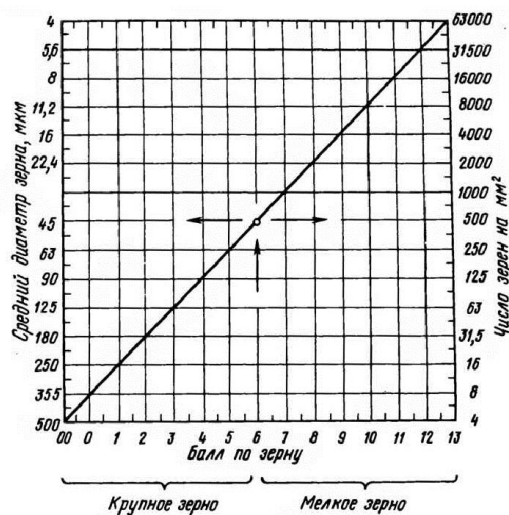
Размер зерна кристаллических материалов является одним из основных параметров микроструктуры, а так же имеет важное значение для *предела текучести*, *сопротивления хрупкому разрушению* и для *температуры вязко-хрупкого перехода*. Измельчение зерна существенно понижает критическую температуру хрупкости. На размер зерна влияет изменение технологии выплавки и разливки, пластической деформации и термической обработки, что позволяет управлять свойствами металла и его хладостойкостью [63].

При увеличении зерна резко снижается ударная вязкость, уменьшается работа распространения трещины и повышается порог хладноломкости, но не оказывает существенного влияния на стандартный комплекс механических свойств, получаемых при испытании на статическое растяжение (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) и твердость[37]. При условии очистки границ зерен от примесей значение K_{Ic} с увеличением размера зерна возрастает.

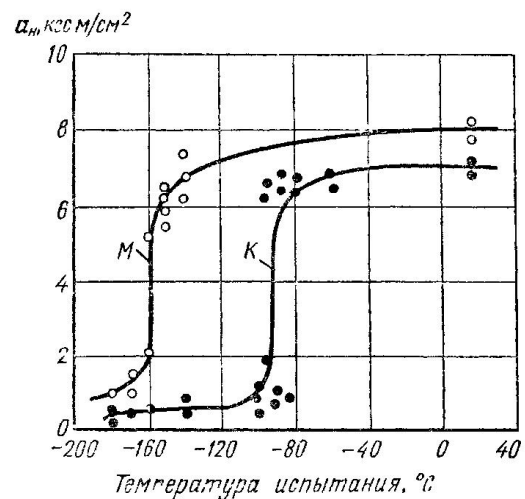
Чем крупнее зерно, тем более сталь склонна к закалочным трещинам и деформациям. Разнозернистость сильно снижает конструктивную прочность, вызывая охрупчивание в зонах, прилегающих к концентраторам напряжений. Измельчению зерна и в то же время повышению вязкости способствуют: контроль процесса выплавки и особенно раскисления стали, понижение температуры конца прокатки, термоциклическая и термомеханическая обработка.

В работе [28] показано, что у крупнозернистой стали K_{Ic} заметно выше (на разных сталях с различной прочностью). Это свидетельствует об отсутствии хотя бы даже качественной аналогии между результатами испытаний на ударный изгиб и K_{Ic} и на относительную ценность этих характеристик с точки зрения оценки надежности стали.

Величину зерна оценивают баллами. Определяется номер или балл зерна N. Величина зерна по стандарту определяется на «глаз» сравнением со шкалой эталонных микроструктур (идентичной в ГОСТ, ASTM и DIN). Существует прямая зависимость между баллом зерна, его средним диаметром и количеством зерен, помещающихся на 1 мм² шлифа, (рисунок 14).



а)



б)

М — мелкое зерно феррита (0,041 мм); К — крупное зерно феррита (0,089 мм)

Рисунок 14 – Номограмма для определения размера зерна [37] (а) и сериальные кривые стали с различным размером зерна [28] (б)

Повышение прочности за счет границ зерен являющихся барьерами для продвижения дислокаций из одного зерна в другое (собственно зернограничное упрочнение), характеризуется вторым членом уравнения Холла-Петча:

$$\Delta\sigma_3 = k_y \cdot d^{-1/2} \quad (15)$$

При этом имеется в виду, что разориентировка между зернами больше угловая. Размер зерна феррита $d \approx 100$ мкм обеспечивает $\Delta\sigma_3 = 60$ МПа, $d \approx 10$ мкм - $\Delta\sigma_3 \approx 200$ МПа, а сверхмелкое зерно $d < 10$ мкм, $d \approx 1$ мкм $\Delta\sigma_3 = 500$ МПа. Эффективность упрочнения снижается при сверхмелком зерне.

Размер зерна феррита зависит от размера зерна аустенита и наличия дисперсных карбонитридных фаз. Карбиды и нитриды в структуре стали приводят к образованию более мелкого зерна аустенита. Эти фазы оказывают зародышевое влияние при образовании новых зерен аустенита, тормозят их рост при дальнейшем нагреве вплоть до температур растворения этих фаз в аустените. Нерастворенные карбиды и нитриды, а также выделившиеся из аустенита перед началом $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, служат зародышевыми центрами образования новых зерен феррита. Важно отметить, что дополнительное зернограничное упрочнение вызывают дисперсные частицы в сталях.

Измельчение зерна компенсирует охрупчивание стали при повышении прочности за счет рассмотренных выше механизмов. От степени снижения размера зерна по сравнению с ростом прочности, будет зависеть суммарное влияние дисперсионного упрочнения на склонность стали к хрупким разрушениям.

Уменьшение размера зерна на один номер снижает порог хладноломкости сталей на 10—20 °С, а иногда на 15—25 °С [61].

На размер зерна, кроме перечисленных факторов, влияет структурная наследственность, которая связана с особенностями процесса образования аустенита при нагреве стали с кристаллографически упорядоченной структурой — мартенсита или бейнита, т. е. стали, предварительно закаленной от высокой температуры. На практике, чаще встречаются с обработкой феррито-перлитных структур и тогда нагрев выше A_{c3} (быстрый или медленный) приводит к получению мелкозернистого аустенита. Этому

способствует то, что, в результате образования перлитной структуры в процессе охлаждения зерна аустенита разбиваются на перлитные колонии, каждую из которых можно рассматривать как самостоятельное зерно. Таким образом, происходит измельчение уже самим процессом перлитного распада аустенита. Структурная наследственность может наблюдаться в некоторых случаях и при нагреве чисто феррито-перлитных структур.

Видманштеттова структура характеризуется строгой ориентацией ферритных кристаллов в пределах каждого зерна исходной структуры. Повторный (медленный) нагрев такой структуры на 900 °С приводит к получению крупного зерна. В результате ускоренного нагрева получается мелкозернистая структура благодаря самопроизвольной рекристаллизации полученного аустенита.

Измельчение «восстановленного» зерна при быстром непрерывном нагреве наступает при температурах, значительно превышающих точку.

Мелкое зерно аустенита получается при не слишком быстром нагреве предварительно перегретой и закаленной стали, выше A_{c3} . В изломе сохраняются следы перегрева, исчезающие только при нагреве до температур, значительно превышающих A_{c3} . Природа этих изменений остается невыясненной; но есть предположение, что рекристаллизация аустенита из-за внутреннего наклепа, хотя возможно, что следы перегрева в изломе устраняются из-за развития собирательной рекристаллизации.

Таким образом, скорость нагрева в температурном интервале образования аустенита и скорость охлаждения имеет существенное значение для обработки, исправляющей структуру. Ускоренный нагрев способствует получению более мелкозернистой структуры. Медленный нагрев может и совсем не изменить величину зерна аустенита по сравнению с исходной структурой. Можно несколько раз нагревать сталь выше A_{c3} , всякий раз охлаждая ее быстро, чтобы получалась мартенситная структура, и крупнозернистая структура остается практически не исправленной. Но достаточно после первого нагрева охладить сталь так, чтобы произошел распад аустенита с образованием феррито-перлитной структуры и новый нагрев (медленный или быстрый — все равно) даст уже нормальную мелкозернистую структуру. Многим

сталим свойственно отсутствие фазовой перекристаллизации при медленном нагреве (после сильного перегрева и закалки). В зависимости от степени и характера легирования меняется та критическая скорость нагрева, которая приводит к реализации эффекта восстановления зерна, т. е. к полному отсутствию ожидаемого (при нагреве выше A_{c3}) исправления структуры [62].

1.2.3 Влияние микроструктуры

Некоторые термически обработанные стали одинакового состава различные по микроструктурам так же сильно различаются по механическим свойствам [8].

Разрушение образцов со структурой перлита и верхнего бейнита определяется наличием ферритной составляющей, так как трещины скола пересекают несколько бейнитных или перлитных зерен, в то время как элементарный объем разрушения соответствует аустенитному зерну. В то же время в отпущенных сталях со структурой нижнего бейнита элементарный акт разрушения был меньше размеров зерна аустенита. Игла бейнита играла роль зерна в однофазном материале, являлась препятствием для распространения трещины. Разрушение мартенсита определялось размерами мартенситных игл [8].

Межзеренное хрупкое разрушение можно наблюдать практически во всех типах кристаллических решеток (ОЦК, ГПУ и ГЦК) [14].

Выше было отмечено, что многие металлы (железо, молибден, вольфрам, цинк и др.) имеющие ОЦК и ГПУ кристаллические решетки, в зависимости от температуры могут разрушаться как вязко, так и хрупко. В материалах с ГЦК-решеткой трещины скола не наблюдаются [14,15]. В металлах с ОЦК решеткой транскристаллитный скол имеет место в плоскости $\{100\}$. В поликристаллических образцах вид этих узоров при переходе от зерна к зерну меняется. Каждая линия речного узора соответствует разнице в уровнях, т. е. ступеньке на поверхности излома.

Чистый сдвиг часто происходит при растяжении монокристаллитов с ГП решеткой [17]. Разрушение путем среза еще можно часто встречать при растяжении

плоских образцов из малопластичных металлов и сплавов, например высокоуглеродистой стали.

При растяжении гладких образцов из конструкционных сталей со структурами сорбита, троостита, мартенсита наиболее характерным примером вязкого разрушения является образование преимущественно излома типа «чашка-конус» (в шейке растягиваемого образца) [23].

В нормализованных и отожженных углеродистых сталях в качестве упрочняющей составляющей служит перлит. В малоуглеродистых сталях (содержание углерода 0,011—0,225%) перлит непосредственно не влияет на предел текучести, но увеличивает напряжение текучести и степень деформационного упрочнения, а также уменьшает равномерное удлинение, общую пластичность и разрушающее напряжение. В сталях с более высоким содержанием углерода предел текучести также увеличивается с увеличением содержания перлита, а в полностью перлитных структурах предел текучести является функцией расстояния между пластинками перлита. Увеличение содержания перлита, т. е. процентного содержания углерода, приводит к повышению переходной температуры хрупкости и уменьшению ударной вязкости выше переходной температуры [102].

Распад мартенсита при отпуске влияет на все свойства стали, в том числе вязкость. Низкие температуры отпуска (до 200—250 °С) уменьшают склонность стали к хрупкому разрушению. Прочность и вязкость стали при низких температурах отпуска несколько возрастают вследствие уменьшения макро- и микронапряжений и изменения структурного состояния (выделения упрочняющих фаз—карбидов). С повышением температуры отпуска от 200—250 до 500—680 °С заметно снижается твердость, временное сопротивление, предел текучести и повышается относительное удлинение и сужение [37]. Это объясняется уменьшением содержания углерода в α -растворе, срывом когерентности на границе между карбидами и α -фазой, развитием в ней сначала процессов возврата, а при высокой температуре — рекристаллизации, а также коагуляцией карбидов.

Влияют на вид изломов конструкционных сталей сочетание прочности и пластичности материала, определяемые содержанием углерода, легирующими элементами и структурой стали. Это выражается в относительном изменении площади, занятой дном чашки и скосами, глубиной чашки, степенью шероховатости дна чашки. Эти особенности изломов растяжения обусловлены различным у каждого класса материалов соотношением сопротивления нормальным и касательным напряжениям. У материалов с высоким сопротивлением касательным напряжениям и низким сопротивлением отрыву скосы почти отсутствуют, глубина чашки мала, а поверхность дна чашки слабо развита. Так, у высокоуглеродистых сталей с мартенситной структурой образуется плоский излом с очагом у поверхности. При прочих равных условиях чем пластичнее материал, тем больше сосредоточенная деформация, глубже чашка, а поверхность ее дна более развита [23].

Уровень прочностных и пластических свойств стали влияет на характер ямочной структуры. Для сталей, термически обработанных на структуру сорбита, характерны глубокие ямки, на дне которых наблюдаются следы частиц, инициировавших возникновение микропор; такими частицами могут быть выделения избыточной фазы, неметаллические включения и др. Это свидетельствует о том, что ведущим механизмом образования микропустот в сорбитной структуре является неоднородность пластической деформации в микрообъемах около этих частиц. Для структуры троостита, так же как для сорбита, характерны ямки со следами включений, но энергоемкость их несколько меньше. Неоднородность структуры (различие в размерах частиц и расстоянии между ними) находит свое отражение в неоднородности ямок. Встречаются участки, где на поверхности крупных ямок находится множество более мелких ямок. В этом случае можно наблюдать, как постепенно в процесс разрушения включаются все более мелкие частицы, инициирующие возникновение микропустот [23].

Ямочный рельеф наблюдается в мартенситном состоянии у изломов сталей с низким и средним содержанием углерода. Однако для мартенсита типичны менее энергоемкие ямки, чем для сорбитной и трооститной структур. При высоком

содержании углерода (сталь ШХ15) наряду с малоэнергоемкими ямками наблюдаются участки квазискола и межзеренного разрушения [23].

Большое число следов включений на дне ямок (хотя для мартенситных структур нет количественного соответствия ямка — включение; часть ямок имеет гладкую поверхность) имеется у сталей с высокой пластичностью в мартенситном состоянии (18Х2Н4ВА), так же как и в сорбите отпуска. С повышением прочности мартенсита число ямок со следами включений уменьшается. Например, для закаленных сталей 30ХГСН2А и 45ХН2МФАШ (отпуск при 200—220 °С) значительное число ямок не имеет включений (различимых при увеличениях 10—20×). При высоком содержании углерода (сталь ШХ15) число ямок без включений еще больше возрастает. Это связано с тем, что ведущими при образовании микропустот часто являются чисто дислокационные механизмы для высокопрочного мартенсита.

Механизм зарождения микропустот существенно зависит от структурного состояния стали. Например, характерные ямочные структуры для дна чашечного излома образцов из стали 30ХГСН2А в мартенситном состоянии показали, что при отпуске (при температуре 200 °С) в ямках лишь изредка встречаются следы включений, а после отпуска при 280 °С включения наблюдаются практически во всех ямках [23].

Ударная вязкость снижается при отпуске некоторых легированных сталей (250—400 и 500—550 °С) и наблюдается отрицательное явление - отпускная хрупкость.

Два вида отпускной хрупкости может возникнуть в легированной стали [37] (рисунок 15).

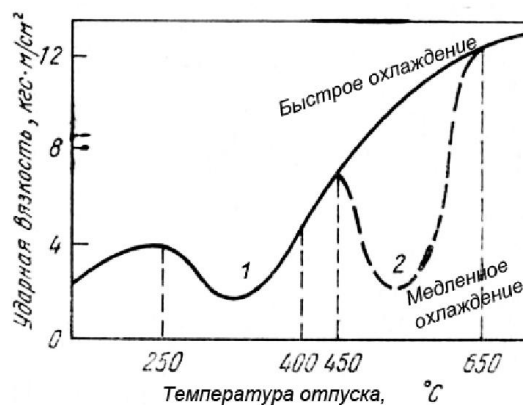


Рисунок 15— Влияние температуры отпуска на ударную вязкость легированной стали

Первый вид – необратимая отпускная хрупкость I рода, наблюдается в результате отпуска при 250— 400 °С. При распаде мартенсита образуются карбиды, которые выделяются преимущественно по границам кристаллов мартенсита. Это приводит к возникновению больших внутренних напряжений, а следовательно, к хрупкости. Отличительной особенностью хрупкости I рода является ее необратимый характер: хрупкость этого вида устраняется нагревом до температуры >400 °С, а последующий нагрев при 250—400 °С уже не снижает ударной вязкости [37].

В состоянии необратимой отпускной хрупкости будет блестящий межкристаллитный излом. Хрупкое состояние обусловлено возникновением объемнонапряженного состояния, получающегося при неоднородном распаде мартенсита. В связи с этим отпуск не проводят в области температур наиболее интенсивного развития необратимой хрупкости.

Второй вид отпускной хрупкости называемый обратимой отпускной хрупкостью или хрупкостью II рода, наблюдается в некоторых сталях определенной легированности, если они медленно охлаждаются (в печи или даже на воздухе) после отпуска при температурах 500—550 ЭС или более высоких, т. е. они медленно проходили интервал температур 500—550 °С, или если их слишком долго выдерживают при 500—550 °С. При развитии отпускной хрупкости происходит сильное уменьшение ударной вязкости и, что самое главное, повышение порога хладноломкости. В стали в состоянии отпускной хрупкости уменьшается работа зарождения трещины и особенно ее распространения. Этот вид хрупкости несколько подавляется, если охлаждение с температуры отпуска проводят быстро, например в воде. Волокнистый, характерный для вязкого состояния излом можно получить при быстром охлаждении с температур отпуска 500—650 °С. После медленного охлаждения получается хрупкий кристаллический излом.

Такая хрупкость вызывается диффузией к границам зерен фосфора и некоторых других элементов. Легирующие элементы, например хром в сочетании с никелем, марганцем или кремнием, усиливают такую диффузию, а значит повышают хрупкость.

Другие, как, например, вольфрам или молибден, тормозят диффузию, а следовательно, подавляют отпускную хрупкость. При быстром охлаждении после отпуска диффузия не успевает произойти, и отпускная хрупкость не наблюдается.

Хрупкость может быть устранена повторным отпуском при 600—650 °С последующим быстрым охлаждением, будет вызвана вновь дополнительным отпуском определенной длительности при 500—550 °С.

Увеличению вязкости способствует также и повышение количества остаточного аустенита, располагающегося в виде тонких прослоек между рейками мартенсита. Охрупчивание стали резко увеличивает переход от пакетного мартенсита к двойникованному [86].

При повышении температуры отпуска пределы текучести и прочности мало- и среднеуглеродистых нелегированных сталей ощутимо понижаются, начиная с 250...300 °С. Пластичность и ударная вязкость стали быстро растут при отпуске выше 300...400 °С. Комплексное легирование стали карбидообразующими элементами, а также кремнием обуславливает сохранение высоких значений пределов текучести и прочности при отпуске до 400 °С. С повышением температуры отпуска наряду с уменьшением предела прочности происходит снижение предела выносливости.

Наблюдаемый при повышении температуры отпуска рост ударной вязкости сопровождается существенным изменением вида излома. Динамическое нагружение при комнатной температуре вызывает транскристаллитное разрушение низкоотпущенных сталей.

Оно осуществляется как квазисколом, так и вязко, причем с повышением содержания углерода в стали наряду со снижением ударной вязкости уменьшается и доля вязкой составляющей в изломе. Высокоотпущенные стали претерпевают вязкое транскристаллитное разрушение [86].

Уменьшение прочности с повышением температуры отпуска сопровождается не только увеличением пластичности и ударной вязкости. Одновременно снижается температура вязко-хрупкого перехода, увеличивается работа распространения трещины. Вязкость разрушения (K_{Ic}), как правило, незначительно возрастает при повышении

температуры отпуска до 350...400 °С и резко увеличивается в случае более высокого отпуска, когда начинают получать развитие сфероидизация и коалесценция карбидов и процессы возврата в феррите, а разрушение становится вязким и осуществляется путем образования и коалесценции пор. Все эти данные свидетельствуют о том, что использование закалки и высокого отпуска позволяет обеспечить для мало- и среднеуглеродистых сталей высокую конструктивную прочность.

При равной или большей прочности сорбит отпуска имеет большую пластичность и ударную вязкость. Для него характерны более низкая температура вязко-хрупкого перехода, а также более высокая работа распространения трещины [86].

Необходимо отметить, что указанный выше общий характер изменения ударной вязкости и температуры вязко-хрупкого перехода при отпуске может нарушаться в связи с развитием необратимой отпускной хрупкости при 250...400 °С и обратимой отпускной хрупкости при 450...600 °С. В ряде случаев отрицательное влияние на относительное сужение и ударную вязкость при высоком отпуске оказывают значительное укрупнение частиц карбидов и рекристаллизация ферритной матрицы [86].

1.2.4 Охрупчивающие примеси

Кроме легирующих элементов, в стали всегда присутствуют примеси, постоянные, случайные и вредные.

К постоянным относят марганец и кремний. Содержание марганца как примеси 0,3...0,8% (в конструкционных сталях) и (0,15 – 0,4%) в инструментальных сталях. Введение марганца в таких количествах необходимо для связывания серы в сульфид марганца. Кремний в раскисленных сталях обычно содержится в пределах 0,17...0,37 %. К случайным примесям относят все элементы попавшие в состав при переплаве из скрапа. Для нашей стали это никель, медь, алюминий, титан. Вредными считаются: сера, фосфор, мышьяк, азот, кислород, водород. Содержание этих элементов зависит от

способа выплавки, чистоты шихты, способа обработки стали при выплавке и последующей обработке.

Растворимость фосфора в α - и γ -железе значительно выше, чем содержание фосфора в стали как примеси. Поэтому фосфор в стали целиком находится в твердом растворе, и его влияние на свойства сказывается через изменения свойств феррита и аустенита. Вредное действие фосфора на свойства может усугубляться из-за сильной склонности его к ликвации.

При комнатной температуре растворимость серы в α -железе практически отсутствует. Поэтому вся сера в стали связана в сульфиды железа и марганца и частично в сульфиды легирующих элементов. С повышением температуры сера растворяется в α - и γ -железе, хотя и незначительно, но до вполне определенных концентраций (0,02 % в α -железе при 913 °С и 0,05 % S в γ -железе при 1365 °С). Поэтому сернистые включения могут видоизменяться при термической обработке стали.

Влияние химического состава на хрупкое разрушение стали с одинаковой микроструктурой (критическую температуру хрупкости) можно выявить с помощью ударных испытаний образцов Шарпи с V-образным надрезом. Одни легирующие элементы марганец и никель — снижают критическую температуру хрупкости, в такие как — углерод, фосфор, кремний, медь и молибден — повышают [8].

Температуру хрупко-вязкого перехода повышают любые факторы, уменьшающие сопротивление отрыву. Это может произойти, например, в результате сегрегации по границам зерен атомов примеси, ослабляющей межзеренную связь. Температура хрупко-вязкого перехода чувствительна к содержанию примесей (особенно примесей внедрения в ОЦК металлах) и структуре материала [17]. Однако неоднородность структуры является одной из причин разброса значений вязкости и пластичности по сечению крупных поковок [20].

Вязкость стали, характеризуемая порогом хладноломкости и ударной вязкостью (лучше a_p или a_T), сильно зависит от чистоты стали. Примеси внедрения (C, O, N, H) сильно повышают порог хладноломкости и снижают ударную вязкость в вязком состоянии (рисунок 16).

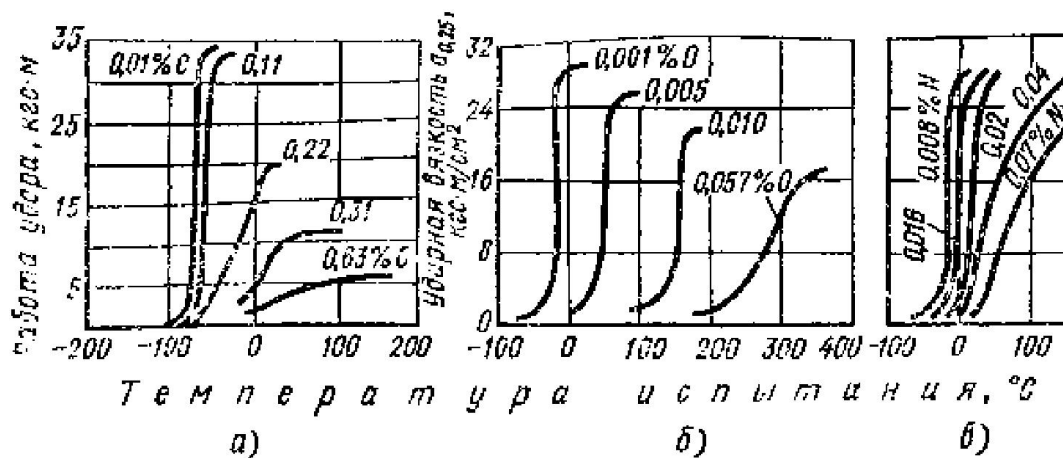


Рисунок 16– Серийные кривые: а) стали с различным содержанием углерода; б) железо с разным содержанием кислорода; в) железо с различным содержанием азота.

Хрупкость II рода наиболее часто наблюдается в сталях, содержащих повышенное количество фосфора или марганца, кремния, хрома или же при одновременном введении в сталь хрома и никеля или марганца. Введение в сталь молибдена или вольфрама в небольших количествах (0,2-0,3 % Мо или 0,5-0,7 % W) значительно уменьшает склонность стали к отпускной хрупкости [86].

Фосфор и сера тоже не оказывают положительного влияния на характеристики сопротивления вязкому разрушению, однако их воздействие существенно различно. Фосфор смещает всю серийную кривую вправо (рисунок 17, а) и снижает сопротивление вязкому разрушению [28].

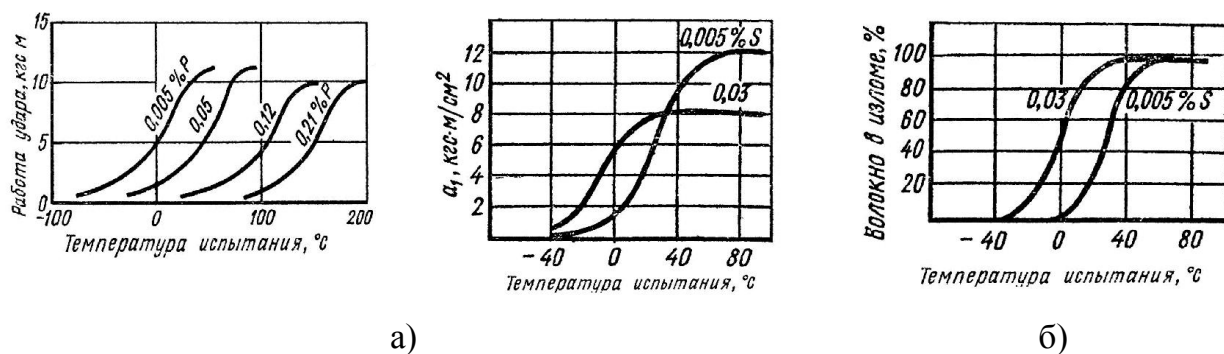


Рисунок 17– Кривые железа с различным содержанием фосфора (а) и серы (б)

Влияние серы своеобразно. Наличие сернистых включений, в особенности строчечного типа, снижает ударную вязкость (при испытании поперечных образцов), но одновременно и понижает порог хладноломкости. Указанное явление получило название “сульфидный эффект”.

Способы выплавки «суммарно», в зависимости от того, какие примеси удаляются, влияют на свойства. Практика показала, что стандартные свойства (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ , a_1) при этом не изменяются. Порог хладноломкости и работа распространения трещины, а также анизотропия свойств довольно чувствительно реагируют на изменения, вносимые в процессе металлургического производства [28,102].

При низких температурах межзеренное разрушение обычно наблюдается в хрупких материалах. Появление хрупкости II рода наиболее вероятно связано с сегрегацией атомов некоторых элементов (главным образом, фосфора) на границах зерен, и обогащением поверхностных слоев зерна этими элементами без выделения избыточных мелкодисперсных фаз (карбидов, фосфидов и т. д.). Обогащение пограничных зон фосфором, снижающим работу образования межзеренных трещин, приводит к развитию отпускной хрупкости. Чем чище сталь от примесей, тем меньше ее склонность к отпускной хрупкости [86]. Такое разрушение может происходить также при повышенных температурах, в условиях интенсивного развития межзеренной деформации. Тенденция к межзеренному разрушению усиливается по мере уменьшения скорости деформации. Следует отметить, что хрупкое разрушение может происходить и по границам субзерен (субзеренное разрушение) и по границам фаз (межфазовое разрушение) [42].

1.2.5 Ликвация и её дальнейшие последствия

В соответствии с диаграммой фазового равновесия затвердевающий металл и расплав различаются по составу. Так как кристаллы растут от поверхности к оси слитка, то есть разница в составе по его сечению – зональная ликвация. Она зависит от вида

диаграммы состояния, скорости затвердевания и направления теплоотвода при кристаллизации. Степень ликвации – это отношение наибольшей и наименьшей концентрации элемента в разных зонах слитка. Степень и характер ликвации зависит от технологических параметров выплавки, разлива и последующей обработки стали. Для определения общей химической неоднородности (ликвации) по распределению отдельных элементов (серы, фосфора и углерода) в сечении заготовки (детали) применяется травление исследуемой поверхности макрошлифа реактивами поверхностного травления. Для этой цели обычно используется 10 – 15 %-й водный раствор двойной медноаммиачной соли соляной кислоты (реактив Гейна) [90].

Ликвация приводит к различной макронеоднородности слитка и проката. Отсюда происходит регламентация дефектов макроструктуры (ГОСТ 10243 [91], ГОСТ 1414 [92]): балла точечной неоднородности (от сульфидов, оксисульфидов), центральной пористости и других причин [43].

Зональная ликвация у серы сильнее, чем у других элементов. Ее наглядную картину дает серный «отпечаток». Мелкие сульфиды на серном отпечатке невидимы, отчего ближе к поверхности слитка металл кажется чище по сере, чем он есть. Зональная ликвация серы видна и после больших обжатий, например на серном отпечатке от поперечного сечения рельса или швеллера. Чем меньше дендриты, тем меньше ликвация серы и меньше сульфиды. Кроме серы и фосфора, зональная ликвация других элементов практически малосущественна.

Ликвация слитка и проката различной макронеоднородности, поэтому в число сдаточных характеристик стали входит балл дефектов макроструктуры.

Дендритная ликвация – один из основных видов ликвации. Дендритную структуру характеризуют два параметра: расстояние между осями дендритов и коэффициент ликвации – отношение наибольшей и наименьшей концентрации элемента. Главные факторы дендритной ликвации – скорость фронта кристаллизации и градиент температуры на этом фронте. От поверхности к оси слитка градиент температуры убывает и шаг дендритов растет. Важен не так размер дендритов, как связанная с ним степень дендритной ликвации. Чем мельче дендриты, тем короче путь

диффузионного перераспределения примеси, тем меньше неоднородность состава и меньше ликвация серы и мельче сульфиды. Сильно ликвируют карбидообразующие элементы: W, Mo, Cr. Углерод усиливает их ликвацию, расширяя температурный интервал кристаллизации [66].

Дендритная ликвация понижает пластичность и вязкость легированной стали. При оценке влияния дендритной структуры на пластичность и вязкость стали выявлено, что при распространении трещины по междоусьям дендритов ожидается минимальная сопротивляемость разрушению. Другой вариант, когда трещина идет перпендикулярно осям дендритов, последовательно «притормаживая» при встрече ее переднего фронта с очередной осью дендрита. Для определения степени опасности литой структуры в промежуточных случаях ориентировки дендритов относительно направления развития магистральной трещины, необходимо иметь возможность поштучного их выделения и измерения.

Такая оценка литой структуры даст возможность накопить необходимую статистику геометрии дендритов, оценить ее связь с неоднородностью распределения неметаллических включений, микроструктуры и сопоставить все с разбросом пластичности и вязкости.

Дендритная неоднородность наблюдается в прокате в виде полосчатой структуры. Переменное содержание легирующих элементов (а с ними и углерода) в полосах создает разницу в критической скорости охлаждения аустенита. От этого одна и та же скорость охлаждения стали даст в осях и междоусьях дендритов разную структуру. Так в прокате микрополосы ликвации на месте дендритов порождают структурную полосчатость среднеуглеродистой стали: мартенсит-бейнитную, бейнит-перлитную, феррит-перлитную (а в высокоуглеродистой – карбидную строчечность) [102].

Другая причина структурной полосчатости – когда легкоплавкие неметаллические включения (силикаты, сульфиды) кристаллизуются внутри ячейки дендрита и «раскатываются в нить прокаткой».

Легирование стали ванадием увеличивает дисперсность дендритной структуры, измельчает аустенитное зерно, уменьшает зону столбчатых кристаллов и так же

уменьшает дендритную ликвацию других элементов, однако ввод более 0,15% V приводит к охрупчиванию стали за счет усиления дендритной ликвации [100] а молибден тормозит процесс роста и коагуляции включений карбидов [101].

Оттеснение серы в межосные промежутки дает строчки сульфидов. Действие этих нитей MnS обратное: углерод втягивается в слой, обогащенный марганцем, и здесь после охлаждения будут полосы феррита. В итоге, вдоль направления прокатки идут чередующиеся полосы феррита и перлита. Пока не выровнено распределение легирующих элементов, структурная полосчатость будет и после термообработки. В какой мере полосчатость структуры может сказаться на разрушении стали, при различных схемах вырезки образцов, до сих пор не вполне понятно.

При комнатной температуре растворимость серы в α -железе практически отсутствует, поэтому вся сера в стали связана в сульфиды. Отношение $Mn:S > 8..10$ приводит практически к полному связыванию серы в тугоплавкий сульфид марганца [8].

1.3 Методы описания и измерения изломов

1.3.1 Фрактографический анализ

Исследование микроструктуры поверхности излома позволяет определить структурную траекторию трещины - путь наименьшего сопротивления ее распространению. Однако на практике обычно приходится встречаться со сложным характером рельефа разрушения, содержащим морфологические элементы как хрупкого, так и вязкого излома [67].

Для описания геометрии строения излома используют следующие термины:

- однородный по макрогеометрии – излом, характеризующийся единой поверхностью рельефа;
- неоднородный по макрогеометрии – излом, состоящий из зон с различными макрорельефами. Границы между зонами могут быть заменены на

макроуровне благодаря шероховатости излома при переходе от одной зоны к другой и изменению цвета;

- однородный по микрогеометрии – на поверхности разрушения наблюдаются однотипные элементы разрушения, практически одного размера;

- неоднородный по микрогеометрии – на поверхности разрушения наблюдаются однотипные элементы разрушения разных размеров.

Неоднородность структуры не всегда можно обнаружить с использованием оптического микроскопа, однако она может быть выявлена при анализе изломов вследствие ее неизбежного участия в разрушении (при условии корректного выбора схемы испытания).

Как было показано выше, особенности вязкого разрушения отражаются на структуре поверхности разрушения. При визуальном осмотре невооруженным глазом она обычно матовая, неровная, часто со следами пластической деформации в виде грубых полос скольжения. Тонкую структуру излома выявляют с помощью фрактографического анализа – исследования структуры поверхности разрушения в световом и просвечивающем (при помощи реплик) или сканирующем электронном микроскопах. Фрактографический анализ, получивший широкое развитие в последние годы, дает важную информацию о механизме разрушения. Ямки на поверхности вязкого излома являются результатом образования, роста и слияния множества микропор (трещин). Форма ямок (равноосная, вытянутая, параболическая, цилиндрическая, неправильной формы) определяется напряженным состоянием и формой инициатора образования ямки. Глубина ямок (высота перемычек между ними) есть мера способности материала к пластической деформации [34]. На поверхности разрушенных перемычек, а также на дне некоторых пор часто видны линии скольжения, образовавшиеся при пластической деформации перед разрушением [52].

Существуют разные методы исследования изломов для оценки качества сталей [31].

Для исследования макроскопического, микроскопического строения изломов применяют оптический метод, методы световой микроскопии, электронной

микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии, стереоскопические, стереологический, оптико-структурного машинного анализа (ОСМА) и измерение геометрических параметров изломов по голографическим изображениям

Целью настоящей работы является изучение морфологии излома с использованием средств наблюдения различной размерности и оценка границ эффективного применения этих средств.

Фрактография – это один из основных методов исследования разрушения конструкционных материалов, которая чаще всего носит качественный характер [14,23, 31,46]. Трудоемкость измерения параметров геометрии излома состоит в том, что иногда нет возможности, получить z-координаты рельефа на всех масштабных уровнях.

В работе [47] с учетом фрактографических особенностей микрорельефа поверхности на основе концепция о взаимосвязи процессов пластической деформации и разрушения, была возможна классификация изломов при различных видах нагружения. При этом согласно работе [5] для описания и измерения геометрии изломов можно выделить два основных методических подхода с помощью изображений, полученных в сканирующем электронном микроскопе: определение параметров геометрии на плоском (2D) изображении и измерение линейных и пространственных параметров геометрии на 3D-картине, полученной из нескольких 2D-кадров (стереофотограмметрия).

2D-картина вязкого излома состоит из однотипных объектов нескольких вполне определенных размеров и форм (проекции ямок различной геометрии). Отсюда интерес к их выделению в кадре, например ретушированием (черные ямки на белом фоне или нанесение их центров), и к последующему измерению их геометрии с использованием автоматических анализаторов изображений [96].

Сравнительная простота проведения измерений и возможность выделить отсутствие дополнительной обработки изображения являются одним из преимуществ метода измерения на 2D-изображении.

Однако плоское изображение не учитывает развитый, чаще всего пилообразный рельеф, которым обладает поверхность разрушения, образованная по любому механизму разрушения. Поэтому результаты линейных измерений элементов строения

излома будут соответствовать размеру проекций на горизонталь. Чтобы получить истинный размер элемента излома необходимо знать угол наклона плоскости, на которой расположен этот элемент.

Применение 2D - кадра возможно для проведения оценочных, сравнительных измерений элементов геометрии строения, например, для двух изломов, если они имеют сходные параметры. При этом сходность параметров оценивается на изображении качественно. Если же поверхности изломов сильно различаются (например, излом, образовавшийся после разрушения срезом), то результаты, полученные при измерениях на плоском изображении, могут приводить к ошибочным результатам.

Более полную информацию и описание механизма разрушения поверхности может дать 3D-реконструкция. 3D-профиль излома строится по стереопарам, полученным в сканирующем электронном микроскопе. Количественную меру в измерениях (при сопоставлении геометрии рельефа разных изломов) вносит использование тест-объектов известной геометрии. Размер тест-объектов должен быть соизмерим с масштабом элементов изучаемого рельефа [9,5,98].

В связи с трудоемкостью синтеза 3D-картины из нескольких 2D-кадров и косвенного анализа 3D-особенностей по 2D-кадрам границы применимости методов и возможные источники погрешностей изучены недостаточно полно [33]. Появление средств цифровой регистрации изображений, рост вычислительных мощностей, современные программные продукты сделали доступным решение этой задачи для прогноза разрушения промышленных материалов как среды с развитой неоднородностью разномасштабных структур, в том числе включений.

Бесконтактная профилометрия позволила производить измерения мезорельефа излома, а рост вычислительных мощностей (с помощью специальных компьютерных программ) – получить 3D-изображение микрорельефа излома.

1.3.2 Измерение изломов в макро-, мезо- и микромасштабах

Известно, что макро структуру можно исследовать по методике излома и на специальных макрошлифах. Изучение излома - это методика для определения переднего фронта вязкой трещины. В отличие от аморфного тела, кристаллическое тело имеет зернистый излом. По излому определяют о размере зерна, особенностям выплавки и литья (температура литья, скорость и равномерность охлаждения), термической обработки, а, следовательно, свойствах металла. Крупнозернистый излом отвечает более низким механическим свойствам, чем мелкозернистый. Вид излома используют в качестве критерия при определении склонности стали к хрупкому разрушению, для определения трещин. При изучении макроструктуры на специальных макрошлифах образцы вырезают из крупных заготовок или изделий, поверхность которых шлифуют, полируют, а затем подвергают травлению специальными реактивами. Действие реактивов основано на их способности окрашивать и растворять различные составляющие сплавов, также выявлять микро пустоты, трещины по измерениям мезогеометрии излома [48].

Механизмы разрушения разнообразных структур (исходя из измеряемой статистики их геометрии) изучают для определения причин провалов пластичности и вязкости, прогноза работоспособности материалов и потенциальной эффективности технологий.

Особенность изучения разрушения как быстротекущего процесса состоит в ограниченности средств наблюдения. Фактически наблюдаем только конечный результат – поверхность излома. Однако анализ изломов, преимущественно качественный, основан на визуальном сравнении с эталонами [48].

Существующие аппаратные средства и программное обеспечение позволяют с удовлетворительной точностью реконструировать топографию поверхности разрушения на трех масштабных уровнях измерения: макро-, микро- (измеряются элементарные участки разрушения – ямки, фасетки и т.д.) и мезоуровне, когда измеряемые элементы излома на порядок больше микроэлементов и на один – два

порядка меньше габаритов образца. Такой синтез рельефа разрушения гарантирует максимальную полноту извлечения информации и надежность технологических рекомендаций сделанных на его основе [20,54].

Необходимо дальнейшее развитие методов оценки сопротивляемости стали разрушению, в том числе измерения хладноломкости, вязкости разрушения в масштабах, соизмеримых с масштабом структурной неоднородности металла [50].

Выявление структурных и металлургических факторов, контролирующих различия в процессах разрушения конструкционных сталей при номинально однотипных структурах возможно только при совместном анализе механизмов разрушения разномасштабных структур и измерения их неоднородности [70,1].

Контактная и бесконтактная профилометрия относится к прямым методам измерения изломов [20]. Цифровая лазерная профилометрия сделала возможным недоступные ранее из-за трудоемкости массовые документированные измерения мезорельефа изломов. На основе накопленной статистики измерений мезогеометрии стационарного разрушения (на дне макрорупного квадрата ударных образцов) было показано, что мезопрофили многих изломов представляют собой последовательное чередование выступов и впадин. Траекторию трещины хорошо аппроксимирует случайная лестница, которую можно описать высотой, шириной и длиной ступени (вычисленными по смежным минимуму и максимуму) и углом наклона ступени к макроплоскости излома [98,99].

Сканирующая электронная микроскопия обычно применяется для наблюдения микрорельефа излома. Современные программные средства позволяют синтезировать рельеф из стереопар и перейти от качественного анализа микрофотографии излома к количественной обработке поверхности, полученной в цифровом виде [20].

Особый интерес к мезостроению изломов определяется тем, что многие процессы разрушения контролирует мезоструктура металла, унаследованная от слитка. Отсюда потребность в развитии средств и методов их измерения, а так же соответствующих алгоритмов и моделей.

Для измерения мезорельефа изломов был разработан и изготовлен автоматический лазерный бесконтактный трехмерный профилограф, который вводит в компьютер трехмерную картину поверхности с разрешением 5 мкм по каждой координате. Общий ход предметного столика по каждой координате до 15 мм.

Действительно, масштаб неоднородности структур в значительной мере определяет строение мезорельефа излома. Универсальность формы мезопрофиля излома для разных типов разрушения дает возможность формализации его описания на основе структурно-лингвистического подхода, когда каждому элементу строения излома присваивается одна из букв (прописная или строчная). Закономерности строения получаемых предложений (и слов) позволяют ранжировать изломы по вязкости, оценивать особенности эволюции трещины (включая реконструкцию формы ее переднего фронта) для различных механизмов разрушения [69].

1.3.3 Возможности 3D – реконструкции рельефа разрушения

Выше было отмечено, что для измерения геометрии изломов необходима трехмерная реконструкция его поверхности, причем на разных масштабных уровнях измерения. Возможности такого подхода были использованы для решения ряда задач физики разрушения и металловедения [20,48]. В частности, для восстановления истории вскрытия вязкой ямки, ведущей к появлению вязкого разрушения. С этой целью по стереопарам изображений, полученным в растровом электронном микроскопе HITACHI S-800, с использованием алгоритмов стереофотограмметрии была реконструирована трехмерная поверхность разрушения. "Рассечением" трехмерного изображения получали двумерные профили в заданных сечениях [69].

Анализ представительной статистики данных геометрии строения поверхности разных вариантов вязких изломов (отличающихся уровнем ударной вязкости) позволил выделить информативный параметр рельефа – глубину ямки. Именно глубина ямки коррелирует с разбросом значений ударной вязкости, в связи с изменением чистоты

стали по НВ, что, по-видимому, отражает различный вклад микропластической деформации в разрушение.

Одной из проблем фрактографии является обеспечение быстрой и документированной 3D-регистрации рельефа. Фокусное расстояние линзовой оптики и размер объектива ограничивают его допустимую общую высоту. У сканирующего электронного микроскопа этого ограничения нет. Вследствие этого его «макроглубина» резкости (в миллиметрах) позволяет наблюдать излом в широком диапазоне увеличений от макро- до микромасштабов [73-75].

Полезное разрешение «в плоскости объекта» при работе во вторичных электронах (с энергией ~ 100 эВ) ограничено остротой первичного пучка: $\Delta \sim 5 - 50$ нм, в отраженных электронах (~ 30 кэВ) диаметр излучающего пятна ~ 1 мкм [6].

Реконструкции трехмерной картины излома обычно с помощью специальных программных пакетов реализуется путем применения синтеза 3D-картины из нескольких 2D-изображений (стереофотограмметрия), полученных в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ). Это позволяет получить более полные знания о механизмах разрушения конструкционных материалов. Однако отсутствие системных исследований в данном направлении затрудняет понимание механизмов разрушения разнообразных структур, оценку степени их опасности и, как следствие, разработку новых материалов и технологий их получения.

Массовое применение сканирующих устройств обеспечило накопление информации о различных механизмах разрушения [70]. Методы классической стереофотограмметрии реконструируют 3D-изображения. Для этого необходимо получить два кадра (с одного и того же поля зрения), различающиеся по направлению на объект на угол $\alpha = 5 - 10^\circ$. Если высота одной точки рельефа над другой z , то взаимное смещение их изображений на стереопаре (параллакс) $x = z \tan \alpha \approx z\alpha$. Тогда при разрешении δx в плоскости минимально различимая высота $\delta z \approx \delta x / \alpha$. И если «размер пикселя на объекте» $\Delta \approx \lambda$, то при $\alpha = 6^\circ$ различимая высота $\delta z \approx 10\lambda$. Если наклоны рельефа менее 45° , то «длина волны» рельефа $\Lambda \geq 4z \approx 40\lambda$. Минимальный размер измеримого выступа «в плане» $x = \Lambda \approx 40\Delta$ или $40/N$ от размера кадра.

Важный недостаток в том, что даже при «самых автоматизированных» алгоритмах измерение параллакса x начинают с указания «на глаз» на левом и правом снимке достаточного числа пар точек-реплик, совпадающих на объекте, что бывает и ненадежно.

Примерно то же разрешение и без выделения соответственных точек у «теневых» методов (и им тоже нужен длиннофокусный объектив, чтобы он не заслонял луч, падающий сбоку). Графическое представление модели можно получить с использованием стандартных программных пакетов, например, SURFER 32 и Mathcad 2001i [71]. Так, стереофотограмметрия «ответных» траекторий на двух половинках излома восстановила историю развития трещины в углеродистом пакетном мартенсите: сначала рассеянные сколы реек перпендикулярно тетрагональной оси [001], а затем срез перемычек между этими сколами.

Теневая профилометрия [72,76] при освещении под углом α отслеживает движение криволинейной тени на образце $y(x)$ от параллельного ему прямого ножа «оптического».

По отклонению тени от прямой $y = \text{const}$ вычисляется глубина точки $z(x, y) = z_0 + [y(x) - y] \cdot \sin \alpha$ и строится поверхность $z(x, y)$. Различимая высота $\delta z = \delta x / \tan \alpha$ при $\alpha = 45^\circ$ дает разрешение и в плоскости образца, и по высоте $\delta z = \delta x$ – лучшее, чем на стереопарах.

Автотеневая стереофотограмметрия вместо ножа использует собственные тени рельефа (короче путь света – лучше разрешения) при освещении под разными углами α_k .

Вдоль каждой строки кадра для каждого угла α_k считывают координаты границ свет/тень (где наклон рельефа $dz/dx = \tan \alpha_k$) и тень/свет, по которым рельеф восстанавливается интегрированием.

Фокусное расстояние линзовой оптики и размер объектива ограничивают допустимую общую высоту рельефа. У сканирующих устройств этого ограничения нет. Вследствие этого огромная глубина резкости (в сантиметрах) у сканирующего электронного микроскопа позволяет рассматривать излом, начав с увеличений макросъемки.

Наилучшее разрешение по высоте дает сканирующий щуп. Грубые рельефы измеряют контактные профилометры – ошупывающие сапфировой иглой. Для бесконтактного щупа близость к образцу «почти до касания» улавливают по возникающему туннельному току, молекулярной силе притяжения, отражению пучка света, выходящего из щупа-световода или светодиода диаметром 0,02 – 0,05 мкм [52].

Сканирующий туннельный микроскоп давал изображения каждого атома поверхности. У микроскопа атомных сил доводили разрешение по высоте до 0,3 % от диаметра атома. И в световых сканирующих микроскопах ближнего поля разрешение много меньше длины волны: до $\delta z = 0,8$ нм по высоте при $\delta x = 30$ нм в плоскости.

У всех устройств с «материальным» щупом разрешаемая крутизна рельефа зависит от радиуса его острия: в узкую щель щуп не войдет. Световой щуп (луч лазера)-этого ограничения не имеет. Автоматически сводя луч «в точку» на поверхности рельефа, высоту z определяют по положению наибольшей резкости. Трехкоординатная развертка луча в бесконтактных профилографах механическая (движением образца и объектива), а в конфокальных микроскопах – оптическая. При разрешении в плоскости $\delta x \approx \lambda/4$ разрешение по высоте доводили в профилографах до $\delta z=0,2$ мкм, а в микроскопе – до 0,01 мкм.

Современные программные продукты, например Photomod, позволяют достаточно быстро получить трехмерную картину излома. Однако при этом необходимо перевести «пиксельное» изображение в масштаб образца. Самый надежный способ связан с использованием объемных меток известных пространственных размеров, доступность которых стала возможной с развитием нанотехнологий [48].

3D-реконструкция рельефа по изменениям стереопар в сканирующем электронном микроскопе позволила существенно углубить представления о механизмах протекания разрушения по зернограницным кластерам субмикронных неметаллических включений в улучшаемых конструкционных сталях.

Яркость изображения элемента поверхности в сканирующем микроскопе зависит главным образом от кривизны поверхности. Выпуклые и наиболее приподнятые части поверхности выглядят более светлыми, вогнутые – более темными. Плоские или

слабо искривленные поверхности представляются однотонными. На изображении также отсутствуют тени, искажающие световые контрасты.

Перед фронтом вязкой трещины образуются поры, которые растут и сливаются в процессе разрушения. Поверхность разрушения состоит из вогнутых элементов – чашечек, которые разделены границами с острыми краями, образовавшимися при разрыве перемычек между ними.

На изображении вязкого излома небольшие круглые или овальные темные области окружены светлыми границами.

Хрупкая трещина распространяется по плоскостям со ступеньками, т. е. по слабо искривленным поверхностям. На изображении хрупкого излома ступеньки и непрямолинейные ребра, по которым пересекаются отдельные поверхности, выглядят светлыми изогнутыми линиями на однотонном сером или темном фоне.

Для классификации областей излома пользуются различным характером изменения яркости в областях хрупкого и вязкого изломов [93].

В частности, изучена морфология зернограницной фасетки (и ее структурных составляющих). На этой основе реконструированы возможные сценарии развития вязкой трещины по кластерам частиц. По величине пластической невязки в изломе при совмещении ответных половинок ударных образцов после разрушения определено критическое раскрытие трещины. Это в сочетании с прямыми измерениями неоднородности хладноломкости [63] и наблюдением разномасштабных структур, сопутствующих появлению камневидного излома, позволило более объективно оценить степень его опасности в конструкционных сталях в сопоставлении с классическим вязким изломом.

В целом, накопленный опыт наблюдения различных изломов выявил границы эффективного применения средств различной размерности, традиционно используемых в фрактографии: прямой трехмерной 3D-регистрации, синтеза 3D-картины из нескольких 2D (стереофотограмметрии); косвенного анализа 3D-рельефа по 2D-кадру – обычному «плоскому» снимку. Это представляет интерес при выборе оптимальных способов решения многочисленных практических задач материаловедения.

Выводы по литературному обзору

- Представление о механизме вязкого разрушения преимущественно основывается на визуальном наблюдении излома. Практически полностью отсутствуют результаты измерений геометрии элементарных актов вязкого разрушения (ямки, перемычки), что затрудняет объективное сопоставление стали по вязкости, по виду излома;
- Отсутствует единое представление о механизме протекания вязкого разрушения, в т.ч. с привязкой к структуре, что объясняется недостаточной статистикой данных о геометрии микростроения вязких изломов;
- Существующие методы ранжировки изломов представляют собой сопоставление с картинкой или с их словесным описанием. Это делает практически невозможным оценку номинально однотипных (вязких) изломов, сталей, отличающихся при этом, уровнем энергоемкости разрушения;
- Развитие методов количественного измерения изломов вплоть до последнего времени было затруднено вследствие их высокой трудоемкости (недостаточные вычислительные мощности, слабая разработанность эффективных алгоритмов описания 2D- и 3D-изображений рельефа)

Постановка задач исследования

- развить методику реконструкции 3D-изображений изломов, основанную на использовании алгоритмов стереофотограмметрии по стереопарам, полученным в сканирующем электронном микроскопе;
- получить 3D-изображения изломов методами стереофотограмметрии;
- накопить представительную статистику измерений элементов геометрии вязкого излома и оценить вид их распределения по размерам (на основе использования критерия непараметрической статистики) для уточнения геометрии их строения и

оценки информативности традиционно используемых параметров рельефа с возможностью корректной оценки достоверности получаемых результатов;

- предложить процедуры описания изображений вязкого излома при его измерении средствами различной размерности;

- оценить закономерности строения вязкого рельефа при выделении характерных элементов вязкого излома, получить более глубокое представление о механизме вязкого разрушения, сопоставить строение различных вязких изломов и выявить различия между ними, определяющие колебания пластичности и вязкости;

- оценить степень универсальности строения вязкого излома для сталей различного сортамента, различных схем нагружения и вырезки образцов;

2 Материал и методика исследования

В данной работе качестве объекта исследования были использованы изломы ударных образцов: Менаже 40Х2Н2МА (квадрат стороной 80 мм), 15Х2НМФА (из необлуженного металла обечайки корпуса реактора типа ВВЭР-1000), 16Г2АФ (лист, толщиной 30 мм), 38ХН3МФА-Ш (цилиндрические поковки поперечником 500 мм, уков 1,5), 09Г2С (лист, толщиной 24 мм) стандартного состава, полученные по принятой технологии [2,20,50] и испытанные при комнатной температуре (ГОСТ 9454) на маятниковом копре Roell Amsler RKP-450, также долевых и Z-образцов на растяжение (диаметром 12 и 5,5 мм соответственно, лист из стали 09Г2С). Испытание на растяжение проводили на универсальных испытательных машинах Z250 фирмы ZWICK и Instron 150 LX.

Химический состав сталей (таблица 1), определенный на спектрометре тлеющего разряда SA-2000 фирмы LECO (концентрация серы - на анализаторе серы CS-400 той же фирмы) соответствовал требованиям нормативных документов.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей (масс, %)

масс., %	C	Si	Mn	Ni	P	S	Cu	Cr	V	Mo	Al	As	N
16Г2АФ	0,17	0,4	1,5	0,1	0,015	0,01	0,1	0,2	0,09	-	-	-	-
15Х2НМФА	0,17	0,29	0,47	1,34	0,009	0,014	0,05	2,24	0,09	0,51	-	-	-
40Х2Н2МА	0,38	0,26	0,46	1,73	0,012	0,003	0,02	1,48	-	0,24	-	-	-
38ХН3МФА-Ш	0,37	0,31	0,25	3	0,011	0,002	0,11	1,2	0,12	0,44	-	-	-
09Г2С	0,1	0,66	1,55	0,11	0,008	0,003	0,08	0,04	-	-	0,006	0,004	0,006

Режимы термической обработки металла представлены в таблице 2, механические свойства – в таблице 3.

Таблица 2 – Режимы обработки исследуемых сталей

Марка стали	Сортамент	Режим термической обработки
16Г2АФ	лист	Т _{норм} =890-910°C
15Х2НМФА	поковка	Т _{зак} =920 ⁰ С, вода +620 ⁰ С, 25ч.+ 650 ⁰ С, 20 ч.
40Х2Н2МА	сорт	Т _{зак} =850 °С; Т _{отп} =570 °С, 1 ч.
38ХН3МФА-Ш	поковка	Т _{зак} =850-870°C, и отпуск при 520°C, 3,5ч.+540°C, 6ч.
09Г2С	лист	Т _{норм} =930°C, 2ч.

Таблица 3 - Механические свойства сталей

Марка стали	Предел текучести σ_T , Н/мм ²	Временное сопротивление σ_B , Н/мм ²	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение Ψ , %	Ударная вязкость, КСЧ, МДж/м ²
16Г2АФ	350	590	19,0	68	1,87
40Х2Н2МА	1120	1210	16,2	61,3	1,20
38ХН3МФА-Ш	1190	1200	12,8	36,8	0,54
15Х2НМФА	605	710	21,0	70	1,7
09Г2С (долевые образцы на растяжение и удар)	390	485	30	75	2,8
09Г2С * (Z- образец на растяжение)	-	-	-	74	-

* испытывались малогабаритные образцы нестандартных пропорций

Анализ микро- и макроструктуры проводился на металлографических шлифах, изготовленных с использованием отрезного станка Viper, заливочного прессы PR-32 и автоматического полировального станка SS-2000 фирмы LECO. Для шлифовки применялись абразивные шкурки разной зернистости, полировки – алмазные суспензии с размером частиц 3 мкм, 1 мкм и 0,05 мкм. Микроструктуру сталей, выявляли с помощью травления в 3%-спиртовом растворе азотной кислоты. Макроструктуру сталей - глубокого травления в 50 % р-ре HCl.

Травлением в горячем пересыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением моющего средства "FAIRY" в качестве ПАВ с последовательными переполировками была получена структура бывшего зерна аустенита.

Параметры микроструктуры и зерен определяли на оптическом микроскопе OLYMPUS PME-3 при увеличении $\times 100-200$ при помощи программы анализа изображения Image Expert Pro 3.

Неметаллические включения (НВ) контролировали на нетравленных шлифах и серном отпечатке.

Изломы образцов на удар и растяжение анализировали на дне макрорупного квадрата (или плоской площадке в изломе типа «конус-чашечка») в сканирующем электронном микроскопе HITACHI S-800 и JEOL JSM-6610LV в диапазоне увеличений ($\times 50 \dots 2500$). В изломе каждого образца было просмотрена площадь от $1,8 \times 10^4$ до $2,8 \times 10^6$ мкм² (не менее 2-5 образцов на вариант).

3 Исследование морфологии вязких изломов

3.1 Метод построения трехмерной модели излома

Различиям в энергоемкости вязкого разрушения должны соответствовать отличия в строении вязких изломов. В этой связи сопоставление морфологии вязких изломов должно быть полезно для выявления причин различий в уровне вязкости материалов и для выработки объективных рекомендаций, направленных на повышение энергоемкости вязкого разрушения.

Однако наблюдение и методы анализа изломов носят преимущественно качественный характер, что затрудняет объективное сопоставление геометрии их строения и выявление структурных и металлургических факторов, лимитирующих неоднородность вязкости металла и разрушение.

Применение 2D – изображений ("плоские" снимки) изломов, обычно получаемых с использованием сканирующей электронной микроскопии, эффективно для

качественного наблюдения рельефа и получения достаточно грубых оценок масштабов таких элементов геометрии строения изломов, как поперечник ямки, или расстояние между соседними ямками, где существенный вклад в ошибку измерения вносит наличие развитого мезорельефа излома [2]. Это связано с тем, что степень совпадения проекции ямки с ее истинным значением зависит от угла наклона мезоступени пилообразного излома по отношению к плоскости макрохрупкого квадрата. Отсюда, вытекает, что на 2D – изображении эффективно измерение глобулярных включений, или диаметров ямок при нулевом угле наклона зернограницной фасетки, например, за счет поворота предметного столика [22].

3D-реконструкция рельефа может дать более полное описание механизмов разрушения [2,5,98]. Восстановление трехмерной картины излома обычно достигается на основе применения алгоритмов стереофотограмметрии (по стереопарам одних и тех же полей зрения, полученным в сканирующем электронном микроскопе). Однако возможности проведения системных исследований в данном направлении традиционно были ограничены трудоемкостью процедуры реконструкции 3D-модели. И только с ростом вычислительных мощностей стало возможным быстрое накопление представительной статистики результатов измерений геометрии изломов для более глубокого понимания механизмов разрушения.

Для извлечения максимально полной информации на различных уровнях наблюдения использовали средства наблюдения 2D (плоский снимок) размерности и синтез 3D-картины из нескольких 2D (стереофотограмметрия) кадров, полученных в сканирующем электронном микроскопе. В стереопаре два кадра с одного и того же поля зрения, были сняты под углами, отличающимися на $5 - 10^\circ$. Если одна точка рельефа выше другой на величину z , то взаимное смещение их изображений на стереопаре (параллакс) $x = z \tan \alpha \approx z \alpha$. Реконструкцию 3D-картины излома проводили с использованием программы PHOTOMOD, описание 3D рельефа излома и его элементов - программы Origin (схема процесса обработки 3D-модели приведена на рисунке 18).

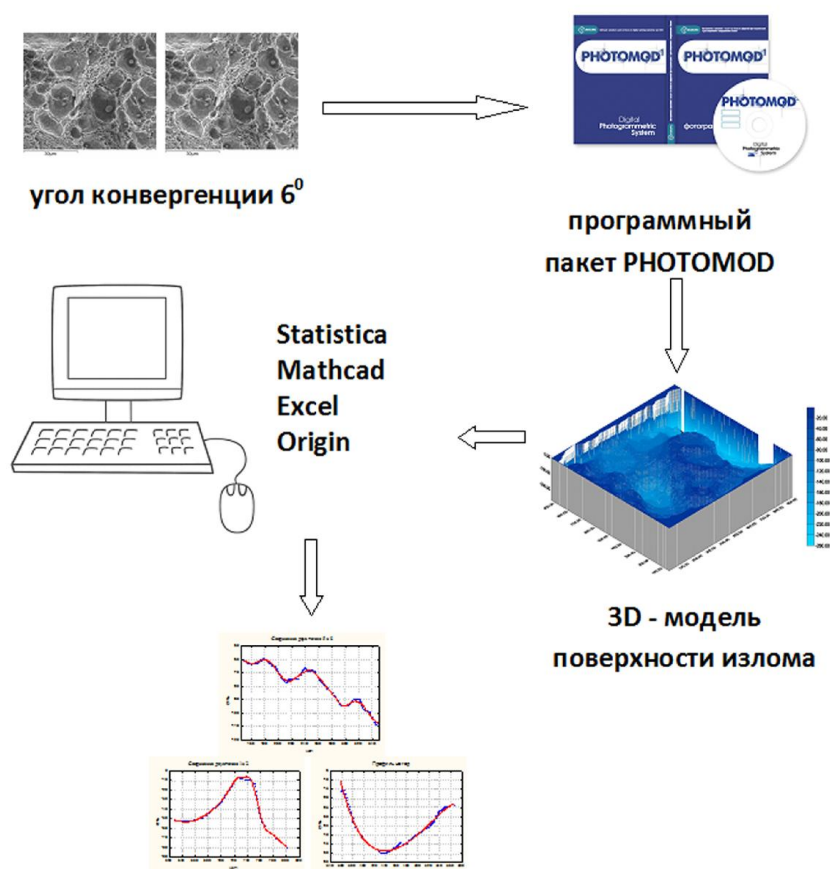


Рисунок 18 - Схема процесса последовательной обработки стереопар и получения информации о поверхности излома

Для получения сопоставимых абсолютных значений геометрических параметров объектов по Z-координате и проверки правильности 3D-реконструкции использовали тест – объекты: порошки интерметаллида NiAl размером 10-25 мкм [2] и глобулярные включения сульфидов размером 5-7 мкм, расположенные в ямках вязкого излома.

Результаты измерения 3D-геометрии излома описывали с использованием программы Image Expert Pro 3, статистическую обработку результатов - программ: Statistica, Origin, Mathcad и Excel.

Изломы образцов на удар, растяжение анализировали на дне макрорухкого квадрата ударных образцов (или плоская площадка в изломе типа «конус-чашечка») с

использованием сканирующего электронного микроскопа HITACHI S-800 при увеличениях от 500 до 1500 раз (и до 2300 раз для выявления ступеньки на стене ямки). Предварительная качественная оценка излома проводилась на площади сканирования, которая варьировалась от 6 до 9 мм² (в масштабах образца).

Входными параметрами являются разрешение и фокусное расстояние. Фокусное расстояние рассчитывается по формуле:

$$F = M \cdot D, \quad (16)$$

где F – фокусное расстояние, M – увеличение, D – рабочее расстояние [106].

В первую очередь в программе PHOTOMOD была построена трехмерная цифровая модель. Для этого необходимо ставить реперные точки на правом и левом снимке, совпадающие на объекте (рисунок 19). Это важная процедура, которая позволяет построить полную и объективную трехмерную поверхность излома стали.

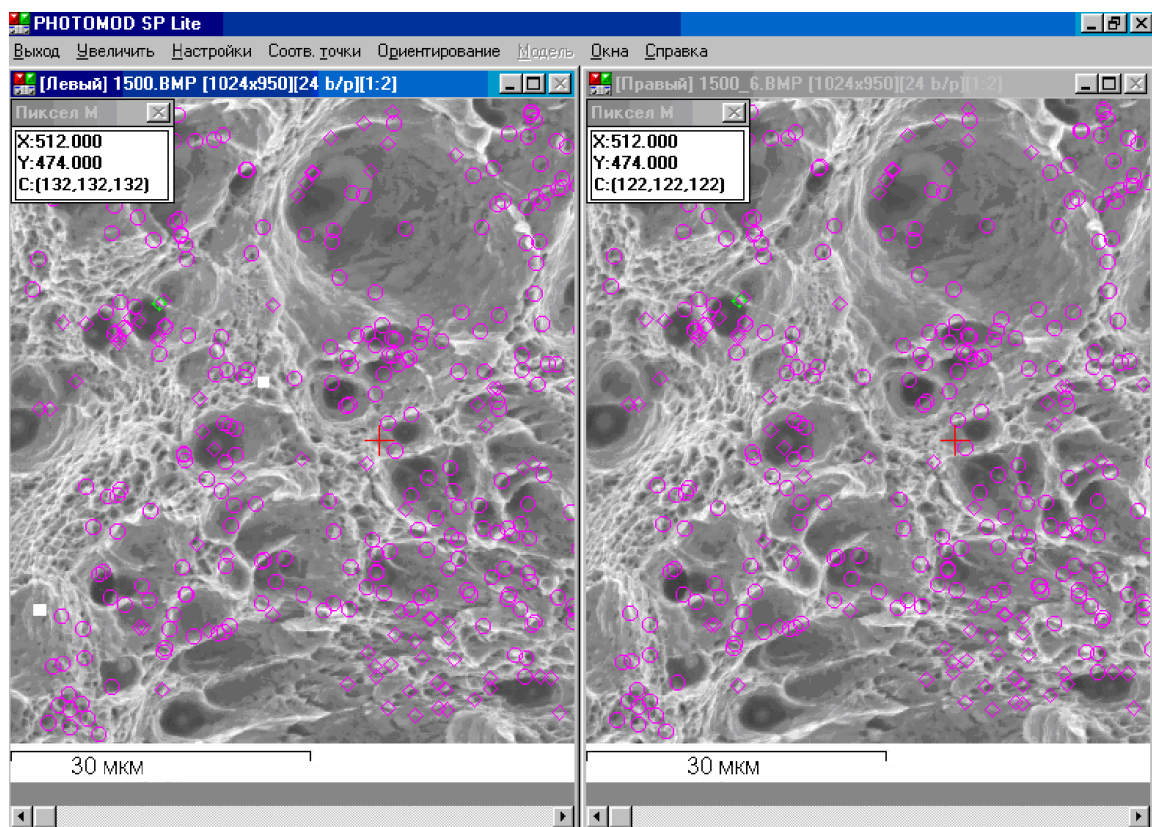


Рисунок 19 – Левый и правый снимки (стереопары) с реперными точками в программе PHOTOMOD

При обработке могут возникать погрешности, вызванные разными факторами. Погрешности приводят к искажению моделей, отклонению полученных величин, изменению форм параметров ямок и сокращению измеренной области поверхности излома. Причинами погрешности могут быть разное положение объекта и приемника (при съемке стереопары), различная контрастность по всей площади исходных изображений излома, неточное указание реперных точек на правом и левом снимке в соответствующих местах [2,6]. Трехмерные изображения излома получали в программе PHOTOMOD. При этом необходимо перевести «пиксельное» изображение в масштаб образца. С этой целью использовали тест-объекты, в т.ч. естественной природы – неметаллические включения сферической формы в ямках, наблюдаемых изломах.

Погрешности могут появиться при сглаживании маленьких ямок и перемычек между ними. Это был потенциальный источник ошибок при реконструкции цифровой трехмерной модели излома изломов сталей 38ХНЗМФА-Ш и 40Х2Н2МА или бесструктурными участками. Для увеличения точности, в том числе решения проблемы восстановления мелких ямок, была проведена обработка вручную с помощью специальных очков для стереопар.

После получения 3D-модели излома восстанавливали профили рельефа в нужных направлениях и тогда полезную информацию может также дать траектория излома — линия $z(x)$ пересечения рельефа с нормальной (к поверхности излома) плоскостью [33]. Это позволило получить не только качественное но и количественное описание излома путем измерения ряда параметров геометрии его поверхности (ямка, перемычка...) [127,128].

Применяются данные в виде числового массива, которые получены при обработке 3D-модели для построения трехмерного изображения излома. После получения трехмерного изображения можно проводить секущие на его поверхности (в заданном направлении) и прямо получить профильные графики, которые дадут и качественное и количественное геометрическое описание поверхности излома по каждой секущей.

При сопоставлении кадров двух- и трехмерных изображений с профилем излома необходимо учитывать перевод координат между двухмерным и трехмерным изображениями с помощью коэффициента искажения.

При сопоставлении двухмерных и с трехмерных изображений существует искажение между ними (как по вертикали (Y) так и по горизонтали(X)). Тогда необходимо учитывать коэффициенты искажения по двум координатам $K_x = X_{2D}/X_{3D}$, $K_y = Y_{2D}/Y_{3D}$, где X_{2D}, Y_{2D} и X_{3D}, Y_{3D} – размеры 2D и 3D-изображений.

Например, при обработке моделей излома стали 15Х2НМФА найдется искажение по горизонтали: $X_{2D}/X_{3D} = 1,125$ и по вертикали: $Y_{2D}/Y_{3D} = 1,033$.

На разных этапах обработки 2D- и 3D-изображений получается сопоставление параметров ямок и перемычек в любом месте как на 2D- так на 3D-модели. Это дает представление о геометрических характеристиках поверхности излома при измерении рельефа средствами различной размерностям (рисунок 20).

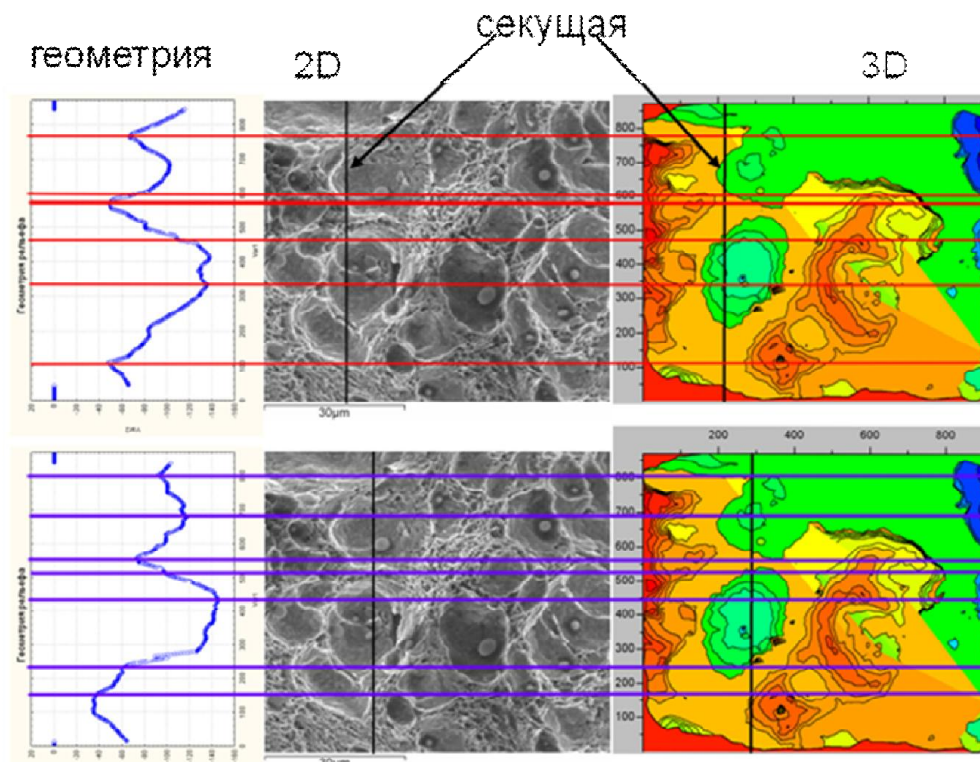


Рисунок 20 – Геометрия сечения излома при сопоставлении на 2D- и 3D-изображениях с отмеченными местами поверхностей (2D, 3D) и соответствующие микропрофили

Исследование поверхности путем измерения профилей позволяет описать:

- мезорельеф излома
- геометрию ямок вязкого излома
- строение перемычки между двумя ямками

Для получения более полной и объективной информации о вязком разрушении, в т.ч с учетом самоорганизации разрушения (от единичных актов к макротрещине) в работе было использовано сочетание разных методов обработки и измерения параметров изломов, в частности 2D- и 3D-измерений.

3.2 Измерение геометрических параметров излома

Для исследования поверхности излома применяли два подхода – “Случайные секущие” (СС) и “Выделение границ ямок” (ВГЯ).

При обработке по методу СС проводили секущие на поверхности излома в горизонтальном и вертикальном направлениях (рисунок 21). Шаг между соседними линиями составляет 3 – 5 мкм. Каждая секущая имеет свой профиль и по ним можно измерить параметры попавшихся ямок и перемычек вязкого излома.

Метод СС может дать общее описание излома, его геометрию, направление пилообразного наклона, определить размеры и форму ямок и перемычек. Из профилей ямок (при их пересечении с произвольными секущими плоскостями) можно измерить глубину и ширину перемычки между соседними ямками. Кроме этого этот метод дает возможность получить предварительное представление об изломе для дальнейшей обработки по методу ВГЯ.

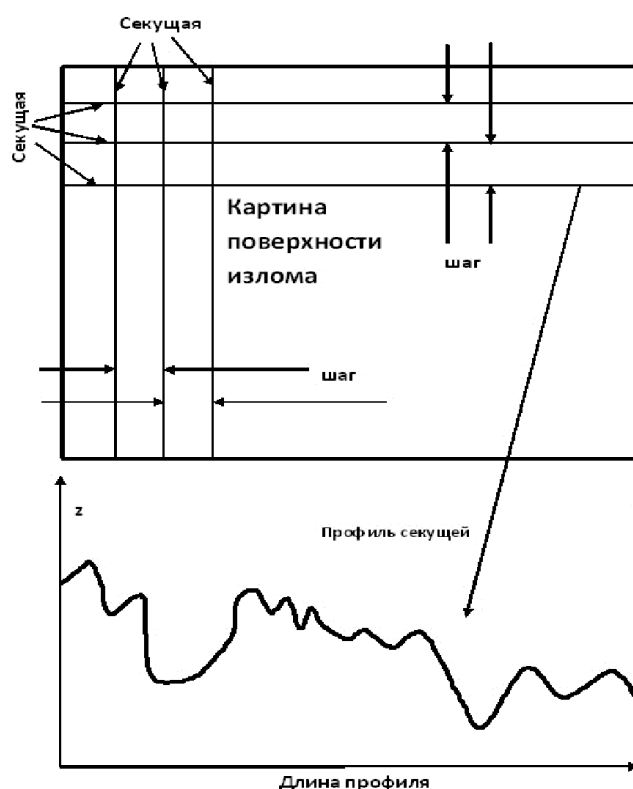


Рисунок 21 - Схема проведения измерения по методу случайных секущих (СС)

Количество измеренных ямок на каждом варианте (поле наблюдения) варьировалось примерно от 30 до 50 штук для образцов (стали 15Х2НМФА, 09Г2С, 38ХН3МФА, 16Г2АФ, 40Х2Н2МА) в зависимости от конкретных изломов. Количество полей зрения на образец было от 8 до 12.

Для более точного изучения излома использован метод “**выделения границ ямок**”. Это – нахождение точек на поверхностной «границе» (контур) ямки, по этим точкам можно построить полную замкнутую поверхностную форму данной ямки (рисунок 22). Точность метода увеличивается с ростом числа найденных точек. В рамках этого метода возможна прорисовка контура ямки (на поверхности излома), как многоугольника, вершинами которого являются перегибы в профилях секущих, которые проводится через две точки, одна из которых внутри, а вторая вне контура ямки.

В работе было проведено четыре секущих как для определения контура (граница) ямки так и для количественного расчета разных параметров.

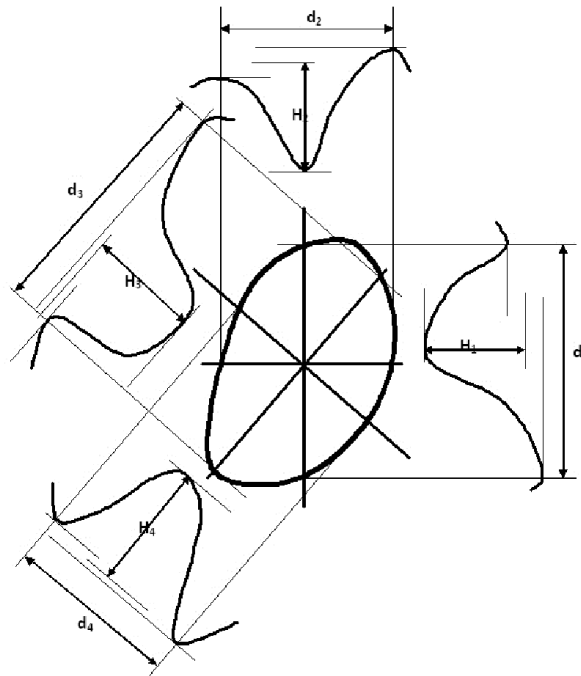


Рисунок 22 – Общая принципиальная схема описания контура ямки по методу ВГЯ

Выделение ямки осуществляется путем контрольного сканирования секущей по 4 направлениям поверхности трехмерной картины. Объект принимается за ямку в том случае, когда одновременно проявляются 4 признака ямки. Далее определяется средняя величина поперечника ямки, глубины ямки, расстояния между центрами ямок, толщина перемычки, среднее значение высоты перемычки, размеров вторичных ямок на ней.

Выделить перегиб можно на основе построения профилей секущих, анализировалось изменение значений вертикальной координаты z и такое положение, где z достигает максимума, принималось за перегиб профиля.

В случае, если на графике много шумов, что затрудняет определить пики, то применялась аппроксимирующая функция для определения точки максимума.

Среднюю величину поперечника ямки определяли как $d_{cp} = \frac{1}{4}(d_1 + d_2 + d_3 + d_4)$, где d_1, d_2, d_3, d_4 – поперечники ямки в направлениях 1, 2, 3, 4 соответственно.

Средняя величина глубины этой ямки $H_{cp} = \frac{1}{4}(h_1 + h_2 + h_3 + h_4)$ где h_1, h_2, h_3, h_4 – глубины ямки в направлениях 1, 2, 3, 4 соответственно.

Расстояние между центрами тяжести ямок (L), толщина самой перемычки (L_n), средняя величина высот перемычки (H_n), средняя величина размеров ямок, находящихся на перемычке (d_{cp}), количество ямок (n), находящихся на линии перемычки были определены в соответствии со схемой (рисунок 23).

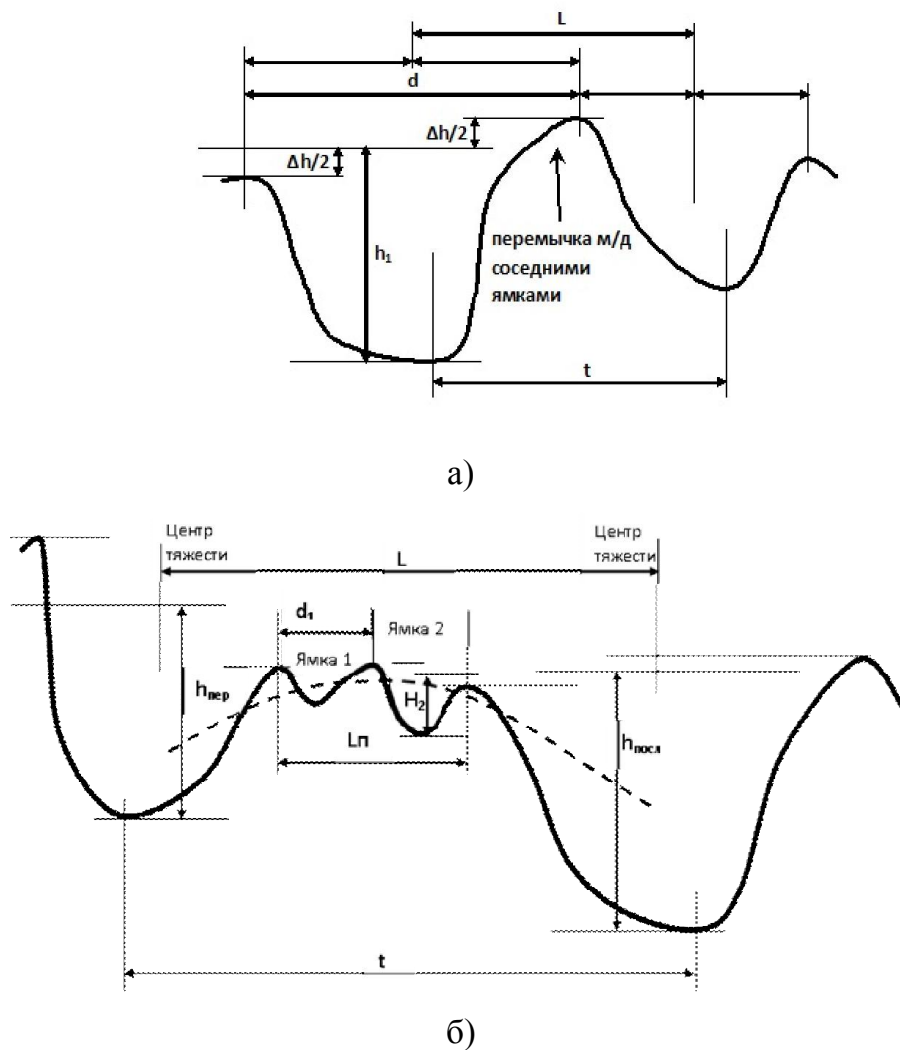


Рисунок 23 - Схема определения размеров ямок вязкого излома (диаметр – d , глубина – h), толщина перемычек – L_n , расстояние между смежными ямками – L , в т.ч между точками, соответствующими их наибольшей глубине (t) (а, б – два типа перемычек: с микроямками и без них)

H_n – средняя величина высот перемычки

d_{cp} – средняя величина размеров ямок, находящихся на перемычке

$$(d_{cp} = 1/n \sum_1^n d_n)$$

H_{cp} – средняя глубина двух ямок, соединение которых дает рассмотренную перемычку ($H_{cp} = h_{пер} - h_{посл}$)

D_{cp} – средний диаметр двух ямок, соединение которых дает рассмотренную перемычку ($D_{cp} = d_{пер} - d_{посл}$)

n – количество ямок, находящихся на линии перемычки (при $n=0$, перемычка является одной вершиной)

Для нахождения центра ямки использовали известные способы его определения, которые исходят из наличия на плоскости O_{xy} некоторой системы материальных точек $P_1(x_1, y_1); P_2(x_2, y_2); \dots, P_n(x_n, y_n)$ с массами $m_1, m_2, m_3, \dots, m_n$ (в нашем случае это точки, выделенные на периметре ямки).

Произведения $x_i m_i$ и $y_i m_i$ называются статическими моментами массы m_i относительно осей O_y и O_x .

Обозначим через x_c и y_c координаты центра тяжести данной системы. Тогда координаты центра тяжести описанной материальной системы определяются общими формулами:

$$X_c = \frac{x_1 m_1 + x_2 m_2 + \dots + x_n m_n}{m_1 + m_2 + \dots + m_n} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i m_i}{\sum_{i=1}^n m_i}, \quad Y_c = \frac{y_1 m_1 + y_2 m_2 + \dots + y_n m_n}{m_1 + m_2 + \dots + m_n} = \frac{\sum_{i=1}^n y_i m_i}{\sum_{i=1}^n m_i}. \quad (17)$$

В нашем случае, считаем равновесной фигурой, поэтому $m_1 = m_2 = \dots = m_n$

$$\text{Следует, } X_c = 1/4 (X_{c_1} + X_{c_2} + X_{c_3} + X_{c_4}), \quad Y_c = 1/4 (Y_{c_1} + Y_{c_2} + Y_{c_3} + Y_{c_4}) \quad (18)$$

Где $(X_{c_1}, Y_{c_1}), (X_{c_2}, Y_{c_2}), (X_{c_3}, Y_{c_3}), (X_{c_4}, Y_{c_4})$ - координаты центров по 1, 2, 3, 4-ым направлениям.

Очевидно, что с увеличением числа точек, выделенных на контурах ямок, точность определения центра их тяжести будет повышаться

3.3 Построение полиэдров Вороного для изучения неоднородности размещения ямок в изломе

На вязкость стали (при прочих равных) должно влиять размещение ямок в изломе, в частности, наличие кучности («след» скоплений включений, инициировавших их образование). Неоднородность в размещении случайных точек на плоскости можно оценить, используя построение полиэдров Вороного [117]. Это - метод пересечения серединных перпендикуляров: если центры всех объектов соединить отрезками и через середину каждого провести перпендикуляр, то около каждого объекта будет построен многоугольник, в котором все точки ближе к центру «своего» объекта, чем «чужого».

Бинарное изображение представляет из себя разновидность цифровых растровых изображений. В бинарных изображениях каждый пиксель может представлять только один из двух цветов: “0” – задний план (фон), “1” – передний план (объект).

Операция разделения, в результате которой получается бинарное изображение, называется бинаризацией, цель которой – уменьшить количество информации, содержащейся в изображении, оставить только ту информацию, которая используется для решения конкретной задачи. В процессе бинаризации осуществляется перевод полноцветного изображения с большим числом градаций яркости, или изображения в градациях серого в монохромное (двухградационное). В бинарном изображении должны быть сохранены все детали (например, очертания изображенных объектов) и исключены несущественные особенности. В работе приведена бинаризация для изучения панорам изломов и оценки закономерности строения вязкого рельефа и выделения характерных элементов вязкого излома, а также проведена статистическая обработка данных.

Порог бинаризации варьируется от 1 до 255. Если интенсивность в точке превышает значение порога, то цвет интерпретируется как белый. Если интенсивность в точке меньше порога, то - как черный.

В некоторых случаях возможно размывание границ и слияние объектов, искажение размеров. Пример панорамы изображения вязкого излома продольного образца на растяжение из стали 09Г2С (увеличение 800) до и после бинаризации представлен на рисунке 24.

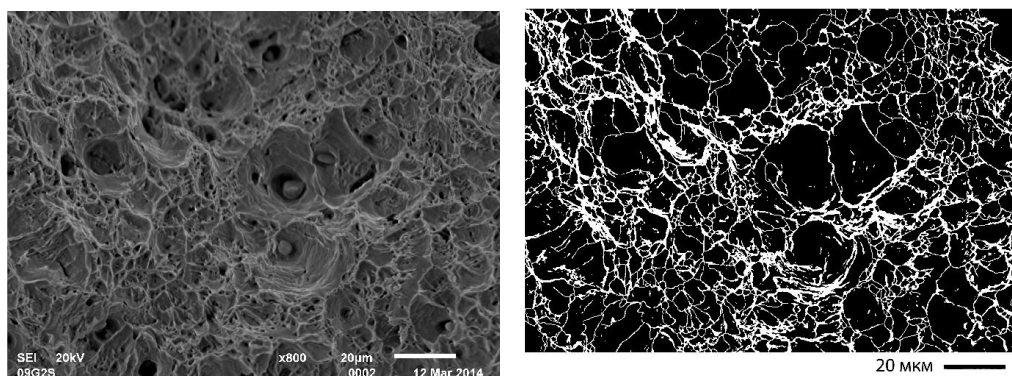


Рисунок 24 – Исходная панорама до и после бинаризации

Проводилось оценка соответствия границ ямок на исходном и бинарном изображениях путем проведения параллельных секущих линий в разных направлениях.

Было выявлено, что при бинаризации возможна потеря незначительной части информации из-за отсутствия четких границ отдельных элементов вязкого излома. Результаты могут так же искажаться при определении контуров ямок из-за разрывов в них (рисунок 25). Для дальнейшего исследования необходимо замыкание контуров ямок.

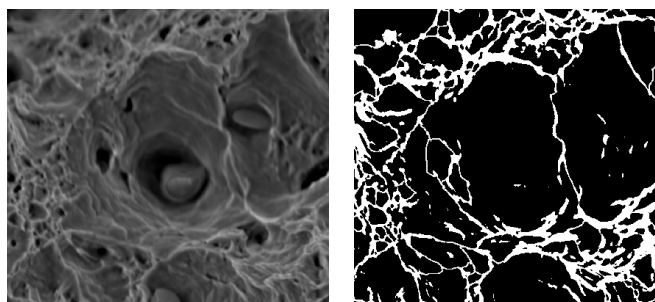


Рисунок 25 – Ямки до и после бинаризации

Нередко на изображении можно увидеть на белом фоне черные объекты, равные одному-трём пикселям, как показано на рисунке 26 (выделено в круге) пренебрежимо малые по сравнению с исследуемыми объектами. Они вносят погрешность в измерения. В этой связи проводили фильтрацию объектов с заданным уровнем погрешности.



Рисунок 26 – Объекты, вносящие погрешность в измерения элементов вязкого излома

Для оценки соответствия контура ямки её границе (в сложных случаях) строили распределение интенсивности яркости пикселей вдоль заданной секущей (рисунок 27). Обработку изображения проводили в программе Intensive и Origin.

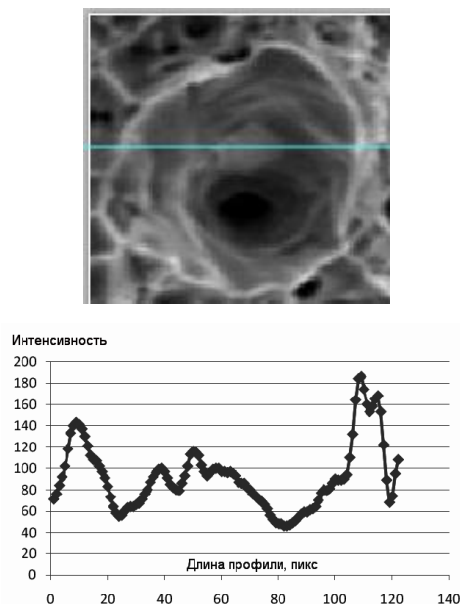


Рисунок 27 – Распределение интенсивности яркости пикселей в пределах выделенной секущей (поперечник ямки)

По бинарным изображениям строили полиэдры Вороного (рисунок 28).

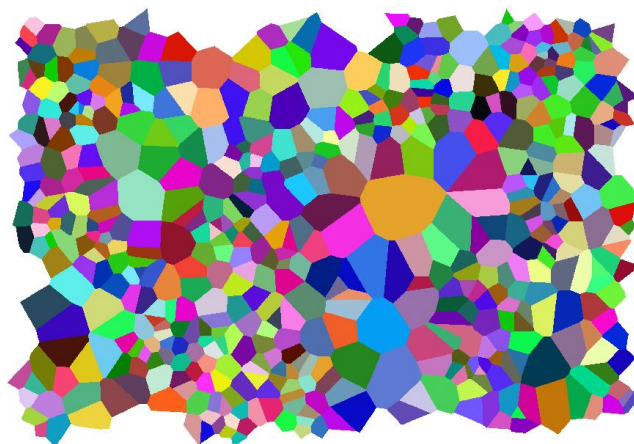


Рисунок 28 – Полиэдры Вороного (излом образца на растяжение, сталь 09Г2С)

Разбиение пространства на полиэдры Вороного было проведено для изображений изломов всех сталей, исследуемых в работе.

3.4 Применение статистики для оценки вида распределения значений параметров излома

Массовые, документированные измерения геометрии изломов (размеров ямок и перемычек) показали, что гистограммы их распределения носят асимметричный характер, например, рисунок 29.

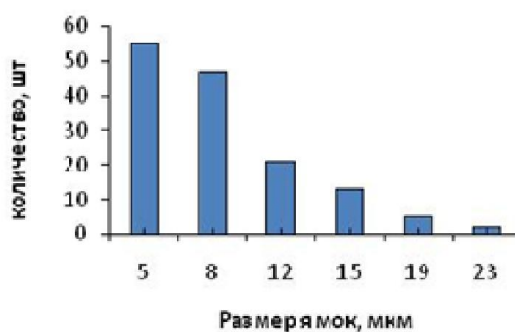


Рисунок 29 – Пример распределения экспериментальных значений диаметра ямок, сталь 15Х2НМФА

Для оценки близости распределения выборки экспериментальных данных к теоретической модели распределения обычно используют критерии согласия. В работе был использован критерий Колмогорова-Смирнова – статистический критерий, применяемый для проверки простой непараметрической гипотезы H_0 , согласно которой независимые одинаково распределенные случайные величины X_1, \dots, X_n имеют заданную непрерывную функцию распределения $F(x)$ [104]. При помощи этого теста по выбору можно проверить, соответствует ли реальное распределение переменной нормальному, равномерному, экспоненциальному распределению или распределению Пуассона.

Критерий согласия Колмогорова предназначен для проверки гипотезы о принадлежности выборки некоторому закону распределения, то есть проверки того, что эмпирическое распределение соответствует предполагаемой модели.

Теорема Смирнова позволяет построить критерий для проверки двух выборок на однородность. **Критерий однородности** Смирнова используется для проверки гипотезы о принадлежности двух независимых выборок одному закону распределения, то есть о том, что два эмпирических распределения соответствуют одному и тому же закону [93-95,104].

Пусть эмпирическая функция распределения F_n случайной величины ξ , построенная по выборке $X = (X_1, \dots, X_n) (X_i \in \mathbb{X})$, имеет вид:

$$F_n(x) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n I_{X_i \leq x}, \quad (18)$$

где $I_{X_i \leq x}$ указывает, попало ли наблюдение X_i в область $(-\infty, x]$:

$$I_{X_i \leq x} = \begin{cases} 1, & X_i \leq x; \\ 0, & X_i > x. \end{cases}$$

Статистика критерия для эмпирической функции распределения $F_n(x)$ определяется следующим образом:

$$D_n = \sup_x |F_n(x) - F(x)|, \quad (19)$$

где $\sup S$ — точная верхняя грань множества $S = |F_n(x) - F(x)|$, F - предполагаемая модель.

Распределение статистики Колмогорова

Обозначим нулевую гипотезу H_0 , как гипотезу о том, что выборка подчиняется распределению $F(X) \in C^1(\mathbb{X})$. Тогда по теореме Колмогорова для введённой статистики справедливо:

$$\forall t > 0: \lim_{n \rightarrow \infty} P(\sqrt{n}D_n \leq t) = K(t) = \sum_{j=-\infty}^{+\infty} (-1)^j e^{-2j^2 t^2}. \quad (20)$$

Учтём, что критерий имеет правостороннюю критическую область.

Принятие решения по критерию Колмогорова.

Если статистика $\sqrt{n}D_n$ превышает процентную точку распределения Колмогорова K_α заданного уровня значимости α , то нулевая гипотеза H_0 (о соответствии закону $F(x)$) отвергается. Иначе гипотеза принимается на уровне α .

Если α достаточно близко к 1, то K_α можно приблизительно рассчитать по формуле:

$$K_\alpha \approx \sqrt{-\frac{1}{2} \ln \frac{1-\alpha}{2}}. \quad (21)$$

Асимптотическая мощность критерия равна 1.

Обозначим теперь за нулевую гипотезу H_0 гипотезу о том, что две исследуемые выборки подчиняются одному распределению случайной величины $\xi: F(X) \in C^1(\mathbb{X})$.

Теорема Смирнова.

Пусть $F_{1,n}(x)$, $F_{2,m}(x)$ — эмпирические функции распределения, построенные по независимым выборкам объёмом n и m случайной величины ξ . Тогда, если $F(x) \in C^1(\mathbb{X})$, то

$$\forall t > 0: \lim_{n, m \rightarrow \infty} P \left(\sqrt{\frac{nm}{n+m}} D_{n, m} \leq t \right) = K(t) = \sum_{j=-\infty}^{+\infty} (-1)^j e^{-2j^2 t^2} \quad (22)$$

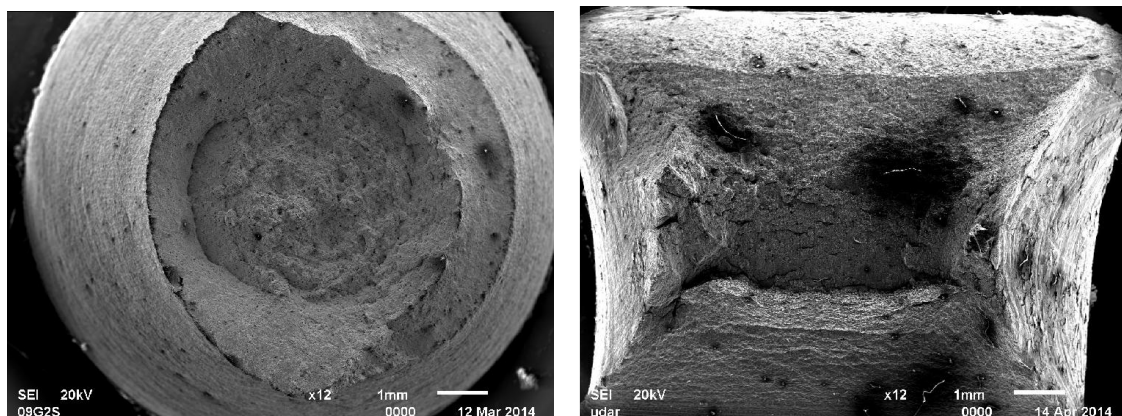
где
$$D_{n, m} = \sup_x |F_{1, n} - F_{2, m}|$$

Если статистика $\sqrt{\frac{n \cdot m}{n+m}} D_{n, m}$ превышает квантиль распределения Колмогорова K_α заданного уровня значимости α , то нулевая гипотеза H_0 (об однородности выборок) отвергается. В обратном случае гипотеза принимается на уровне α , где $D_{n, m} = \sup_x |F_{1, n} - F_{2, n}|$.

В целом, анализ представительной статистики данных геометрии строения поверхности различных вариантов вязких изломов (отличающихся уровнем ударной вязкости и представляющих широкий спектр видов поставки металлопродукции: сорт, лист и поковка с сохранившейся литой структурой) позволил обосновать информативность различных параметров рельефа, например, глубин ямки, ширин перемычек между соседними ямками. Это позволило сопоставить геометрию строения изломов с различным уровнем вязкости и получить более полные представления о механизме протекания вязкого разрушения, оценить вклад структурных и металлургических факторов в появлении разброса вязкости конструкционных сталей. Последнее обстоятельство существенно для выработки объективных решений с целью управления качеством сталей [119].

3.5 Общая характеристика изломов исследуемых сталей

В данной работе были изучены вязкие изломы разных марок сталей, после испытания на удар и статическое растяжение (вырезки различной ориентации). На рисунке 30 приведены макроизломы стали 09Г2С образцов на растяжение и удар.



а)

б)

Рисунок 30 – Макроизломы образцов из стали 09Г2С: на растяжение (а) и на удар (б)

Макроанализ (макроскопический вид) показал основные зоны – волокнистая и зона среза поверхности излома плоского образца, разрушенного при растяжении, то есть разрушение происходит в условиях стабильного роста трещины. На поверхности разрушения основную площадь занимает волокнистая зона, сформированная ямками разрушения, представляющими собой половину микропоры, через которую прошло разрушение. В зоне среза также имеются ямки вязкого излома (ямки сдвига). Проведенные количественные исследования показали, что в этом случае средние размеры ямок вязкого излома независимо от условий проведения экспериментов несколько меньше ямок вязкого излома, формирующихся в зоне волокнистого излома.

При вариации значений ударной вязкости исследуемых сталей в широких пределах: от 0,52 до 2,8 МДж/м² (в зависимости от структуры, металлургического качества), очевидно, что их механизм – вязкий (рисунок 31). Качественная оценка изломов не позволяет выделить признаки, отвечающие за различия в уровне вязкости. Однако их необходимо знать при решении задач, связанных с повышением однородности вязкости металла на верхнем пределе распределения.

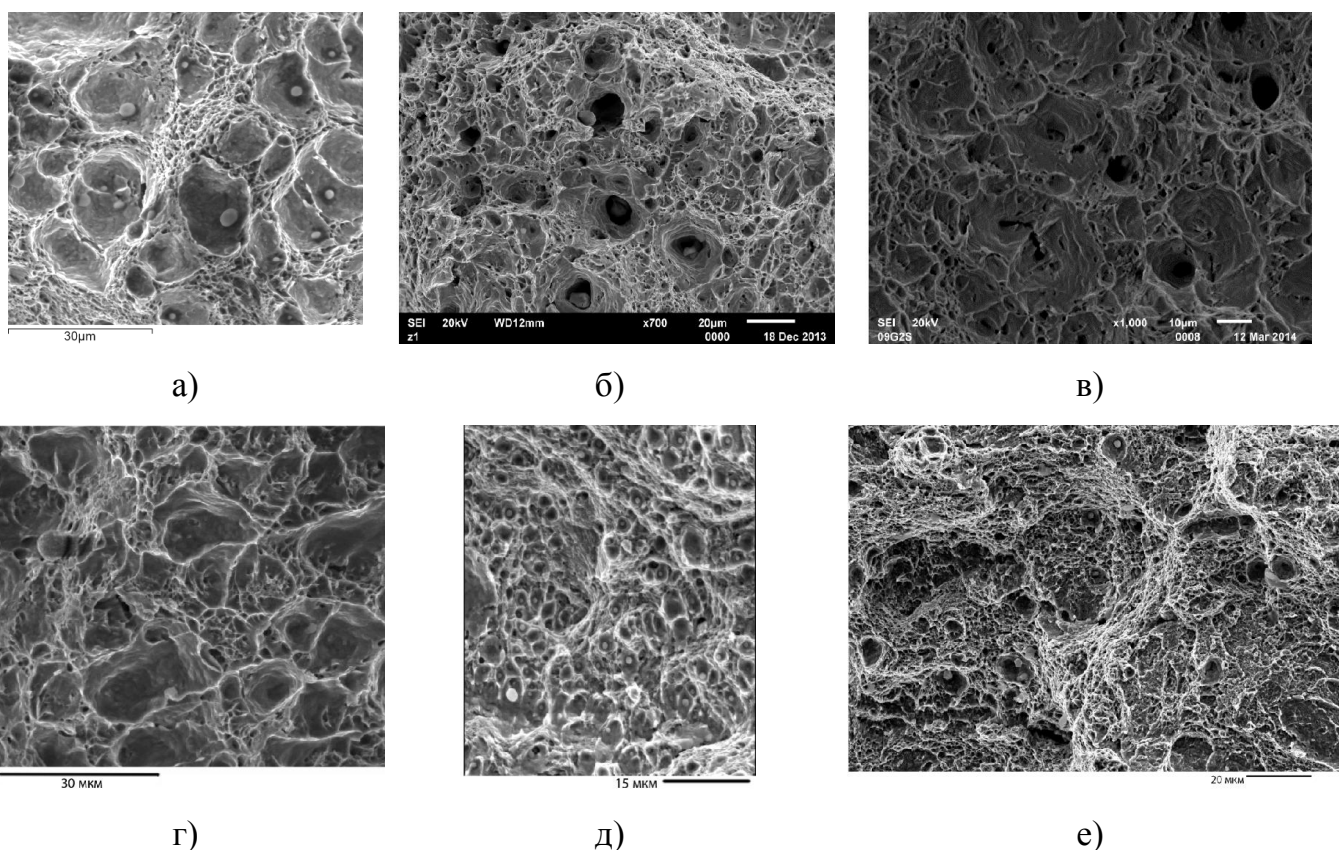


Рисунок 31 – Изломы образцов исследуемых сталей 15Х2НМФА (а), 09Г2С (Z- и продольный образцы на растяжение – б, в, соответственно), 16Г2АФ (г), 38ХНЗМФА-Ш (д), 40Х2Н2МА (е)

Поверхности всех вязких изломов состоят из разных по размеру ямок, случайно расположенных в поле зрения. На дне ямок можно наблюдать включения разных формы и размеров в зависимости от количества мест зарождения микропор и относительной пластичности матрицы [112]. Местами зарождения пор могут быть частицы вторых фаз, внутрифазные (границы раздела зерен) и межфазные (границы раздела частица/матрица) границы раздела, внутризеренные дефекты (субзеренные границы, дислокации).

Достаточно много очень мелких ямок можно было наблюдать на стенках склона крупных ямок, которые оконтурены гребнями отрыва. Локальное расслоение в плоскости скольжения может представлять собой результат отрыва и при этом на

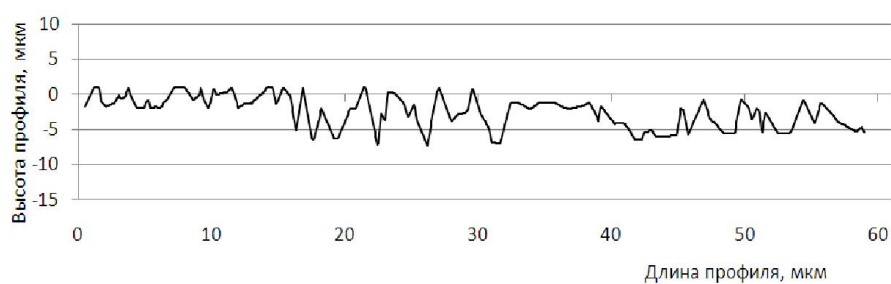
поверхности будут «бесструктурные» области рельефа. Чаще всего такие гребни отрыва имеют острый край и поэтому, яркий контраст изображения в СЭМ.

При сопоставлении размеров ямок для исследуемых сталей отмечено, что они варьируются в разных пределах. Совокупность результатов изучения излома при реконструкции 3D-изображения и плоских измерений (2D) показала, что для стали 15Х2НМФА строение поверхности излома является сочетанием мелких (1 - 3 мкм) и крупных ямок (до 20-25 мкм), на дне которых были обнаружены включения сульфидов марганца. Так же поверхность излома стали 16Г2АФ состояла из мелких и крупных (размером 2,5-25 мкм) ямок и расслоев, присутствие которых связано с наличием в структуре стали феррито - перлитной полосчатости и нитевидных сульфидов марганца. Наблюдались равноосные и преимущественно мелкие ямки, а также вытянутые крупные ямки, которые появились, как было показано ранее [120] в результате формирования пор вокруг оксидов алюминия и сульфидов марганца.

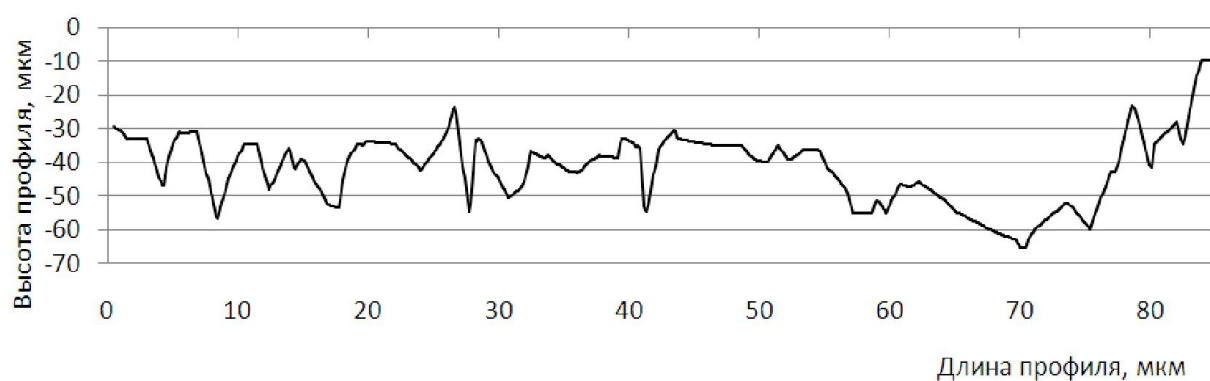
Изломы всех образцов стали 09Г2С имеет такое же строение, как и для сталей 15Х2НМФА и 16Г2АФ. При этом для Z-образцов диаметры мелких ямок около 1,2 мкм, крупных до 20 мкм, а для продольных образцов значения составляют соответственно 4 - 18 мкм (на растяжение) и 2,6 – 25 мкм (на удар).

Преимущественно мелкоямочное строение наблюдается на вязких изломах сталей 40Х2Н2МА и 38ХНЗМФА-Ш. Это были ямки размером от 1,5 до 10 и от 2 до 8 мкм соответственно.

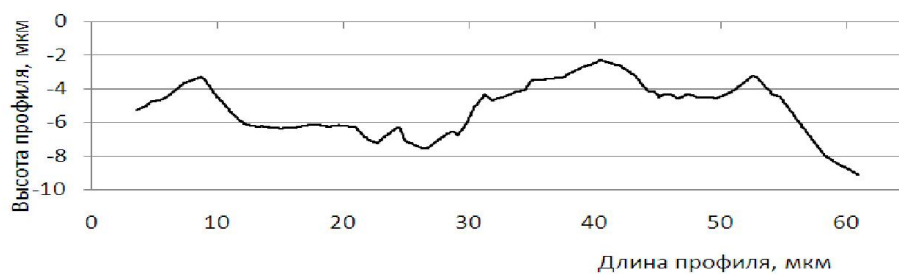
Из анализа 3D-моделей вязких изломов следует, что каждый провал на профиле может быть или отдельной ямкой или слиянием мелких пор. Профили рельефов изломов разных исследуемых сталей были разные (рисунок 32).



а)



б)



в)

Рисунок 32 – Профили рельефа изломов образцов сталей 38ХНЗМФА-Ш (а), 09Г2С – Z образец (б) и 15Х2НМФА (в), полученные по методу стереофотограмметрии

Последующее измерение профилей позволило получить необходимую статистику значений параметров элементов изломов (ямка, перемычка).

3.6 Оценка границ эффективного применения 2D- и 3D-измерений для описания изломов

Были сопоставлены два способа измерения геометрии вязкого излома на плоском кадре (2D): визуально и по распределению интенсивности яркости изображения в 256 оттенках серого. При первом подходе проводилось прямое измерение диаметра ямки на плоском изображении, а при втором – по расстоянию между пиками на кривой распределения интенсивности яркости вдоль некоторой секущей на изображении.

Более быстрые 2D-измерения могут быть полезны для предварительной оценки строения изломов и описания неоднородности размещения ямок в поле зрения [119].

После обработки на 2D- и 3D-изображениях можно получить профили по интенсивности цвета изображения и по высоте рельефа одной и той же секущей (рисунок 33). Видно, что распределение по интенсивности яркости имеет достаточно чувствительный и рельефный характер - чередование близких друг к другу пиков (графическое распределение по интенсивности поверхности излома имеет много шумов). Для корректного применения этого метода необходимо сопоставление с первичным 2D-изображением (границы ямки с положением экстремумов на графике и их масштабом).

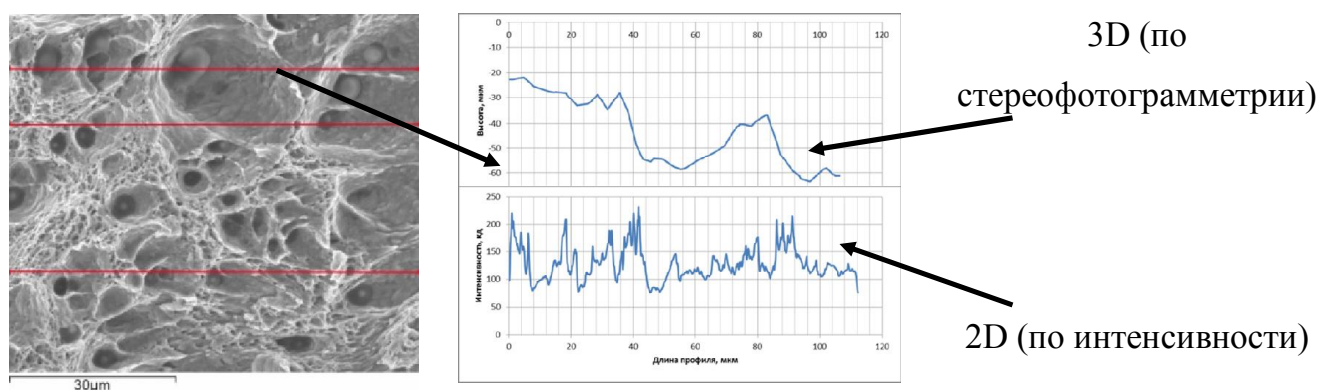


Рисунок 33 – Возможность изучения изломов в 2D и 3D – масштабах наблюдения

При использовании метода классической стереофотограмметрии были восстановлены профили мезорельефа и ямок, находящихся на них. Непрерывное

сканирование по поверхности излома секущими дает общее описание о его строении. Перемычку между смежными ямками можно увидеть как выступ на профиле (аналогично серии рядом расположенных экстремумов примерно одинакового уровня на кривой интенсивности яркости). Важное различие результатов между двумя подходами (2D- 3D–масштабов наблюдения) заключается в том, что использование кривой распределения интенсивности приводит к потере информации о наклоне профиля.

В ряде случаев для выделения конкретных объектов (например, границ ямок) функции аппроксимации и нахождения их экстремумов по первой производной. Математическая процедура нахождения экстремума такова:

Пусть функция $f \in C((a,b))$ непрерывна на (a,b) и имеет в каждой точке $x \in (a,b)$ производную $f'(x)$. Тогда:

если $\forall x \in (a,b), f'(x) > 0$ то f строго возрастает на (a,b) ,

если $\forall x \in (a,b), f'(x) < 0$ то f строго убывает на (a,b) .

Тогда экстремум может быть в этой точке если $f'(x) = 0$.

При прямом сопоставлении 2D и 3D-изображений (рисунок 34) и последующем измерении рельефа необходимо учитывать неизбежное искажение размера изображения (рисунок 35).

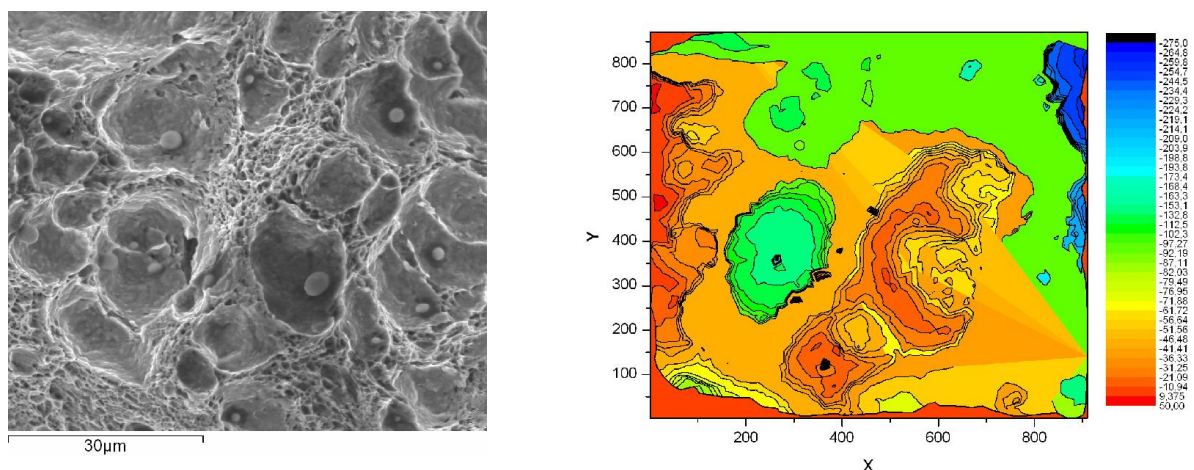


Рисунок 34 – Пример 2D- и 3D-изображений одного поля зрения излома (сталь 15Х2НМФА)

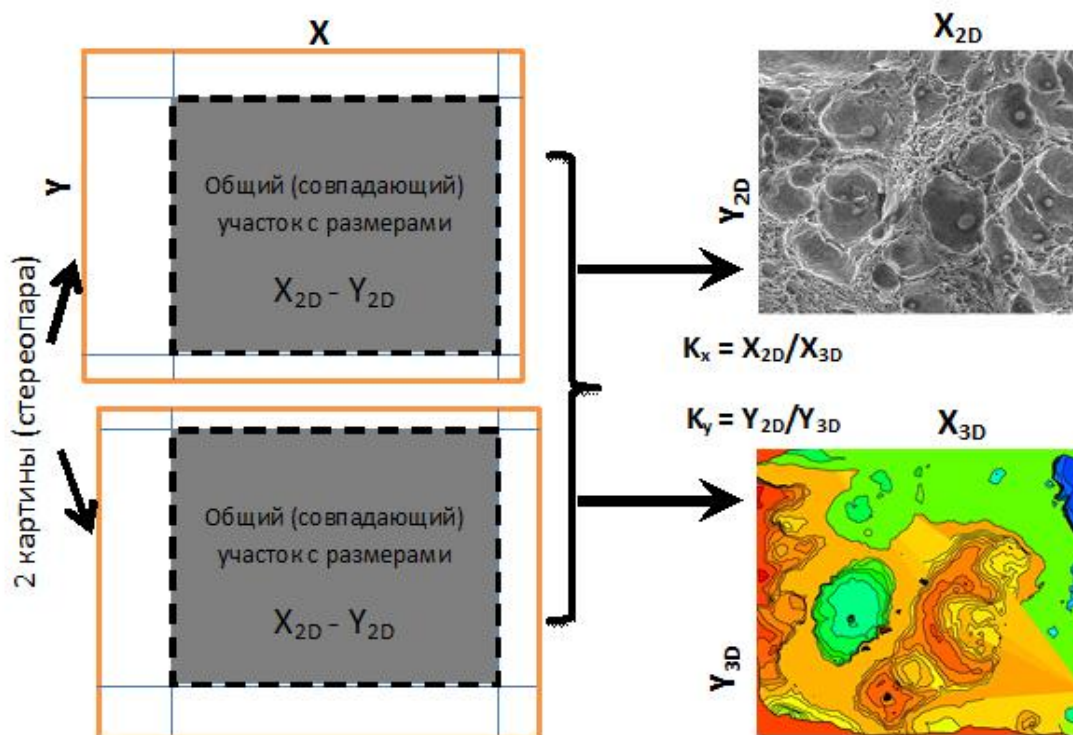


Рисунок 35 - Схема сопоставления и перехода 2D – 3D с применением коэффициента искажения (штриховые линии – границы кадров после обреза кромок)

При построении 3D-модели, было выявлено неизбежное искажение размера изображения, 3D-изображения сужаются в процессе восстановления рельефа за счет разных факторов (в том числе угол конвергенции - наклона между картинками стереопары). Это также необходимо учитывать при съемке отдельных кадров стереопары, когда стоит задача их объединения в панораму.

Степень геометрического искажения в процессе перехода между 2D- и 3D-координатами можно рассчитать следующим образом

$$K_x = \frac{X_{2D}}{X_{3D}} \text{ и } K_y = \frac{Y_{2D}}{Y_{3D}} \quad (23)$$

Где K_x и K_y - коэффициенты перехода “2D-3D” по двум сторонам кадра

Как правило, для всех исследуемых сталей размеры 2D-кадров всегда меньше соответственных размеров 3D-изображений (в практике значения K_x и K_y больше 1).

Полученные результаты расчета K_x и K_y приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Пример возможных искажений между двухмерным и трехмерным изображениями (по безразмерным коэффициентам искажений K_x , K_y)

Изображение излома	K_x	K_y
сталь 15Х2НМФА	1,12	1,03
сталь 09Г2С (z-образец)	1,10	1,19
сталь 09Г2С (долевой образец) на растяжение	1,03	1,07
сталь 09Г2С (долевой образец) на удар	1,02	1,06
сталь 38ХНЗМФА-Ш	1,02	1,08
сталь 16Г2АФ	1,11	1,05
сталь 40Х2Н2МА	1,02	1,10

Если отмечать точки на двухмерном изображении, то им будут соответствовать точки со своими координатами в трехмерном модели, и наоборот. Перевод координат позволяет сопоставить положение объектов на 2D-кадре с аналогами на 3D-изображении. Экспериментально было определено соотношение 2D- (в т.ч. использование распределения интенсивности яркости) и 3D-измерений (рисунок 36)

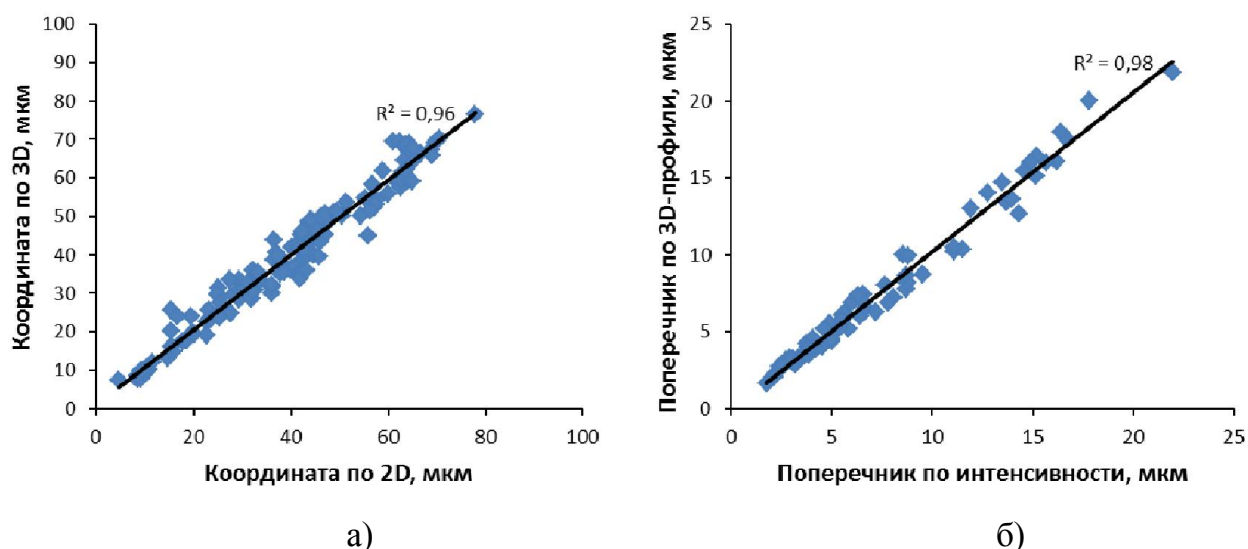
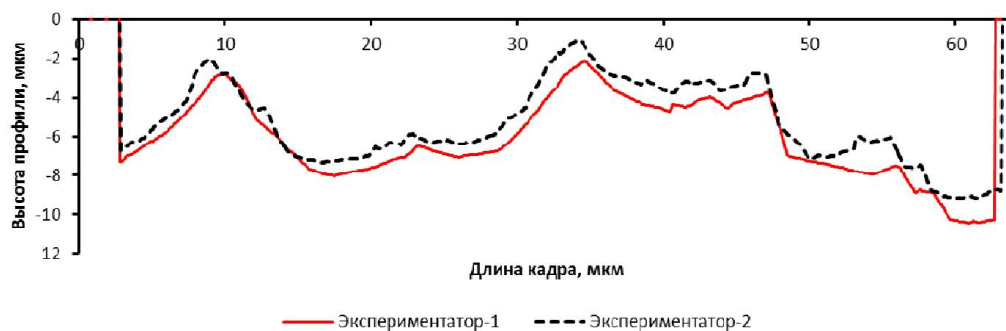


Рисунок 36 - Соотношение координат точек на 3D и 2D-изображениях (а) и поперечников ямок излома одного и того же поля зрения (сталь 15Х2НМФА)

Наблюдаемое различие (отклонение) результатов измерений в 2D- и 3D-масштабах может быть также связано и с другими факторами, в частности, субъективной ошибкой экспериментатора (одного или нескольких). На рисунке 37 сопоставлены профили излома вдоль одной и той же секущей 3D-модели излома, полученные разными экспериментаторами. Это дает общее визуальное представление о точности измерения при изучении геометрии излома.



а)



б)

Рисунок 37 – Сопоставление профилей одной и той же секущей на 3D-модели излома, полученной разными экспериментаторами (а) и соотношение координат высот их соответствующих точек (б).

При анализе результатов видно, что некоторые пары точек не совпадают между собой. Хотя это различие произошло из-за вклада погрешности в процессе построения

3D-модели излома каждого экспериментатора, 3D-модели дают представление о соотношении параметров ямки при оценке закономерности строения геометрии излома.

При измерении геометрии 3D-профилей в некоторых случаях полезна «помощь» 2D-изображений, для уточнения природы пика: это может быть граница ямки, или включение на её дне.

При корректном построении можно получить достаточно адекватную модель вязкого излома. В сопоставлении с 2D-изображением удастся выделить характерные геометрические параметры ямок и перемычек, например, как излома ударного образца из стали 15Х2НМФА (рисунок 38).

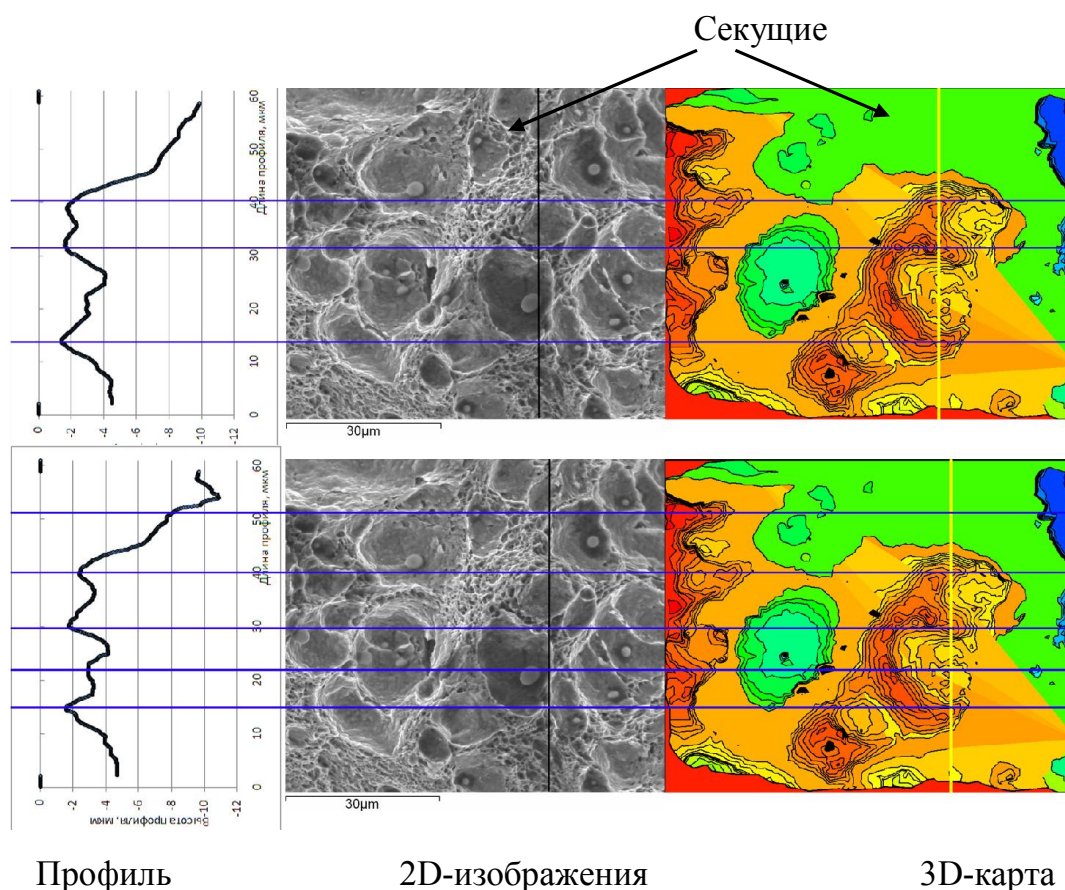


Рисунок 38 – 2D- и 3D-микрорельеф излома ударного образца стали 15Х2НМФА и соответствующие микропрофили

Из результатов изучения рельефа по секущим, было показано, что 2D- и 3D-микрорельеф, профили секущих обеспечивают получение значений геометрических

параметров излома для моделирования процесса образования и развития пор в вязком разрушении.

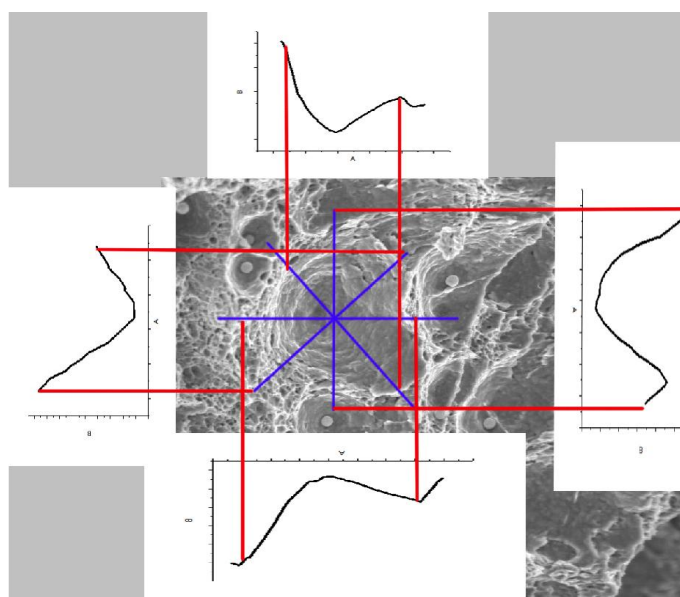
Построение профилей в различных сечениях также позволяет получить информацию о мезорельефе излома. Так, в частности, для изломов разных образцов стали 15Х2НМФА было показано, что тангенс угла наклона тренда колеблется от -0,58 до -0,54 (коэффициент корреляции от 0,72 до 0,91). Для других образцов исследуемых сталей (16Г2АФ, 40Х2Н2МА, 38ХНЗМФА-Ш, 09Г2С – разных видов) это значение меньше, от -0,35 до -0,07 (коэффициент корреляции от 0,75 до 0,95).

В целом, применение только одного из методов (в том числе 3D-) измерения излома не всегда дает оптимальную возможность определить и изучить морфологию и строения излома. При количественных оценках излома необходимо решать вопросы, связанные с точностью и достоверностью измерений. В этой связи полезно совместное использование средств фрактографии различной размерности.

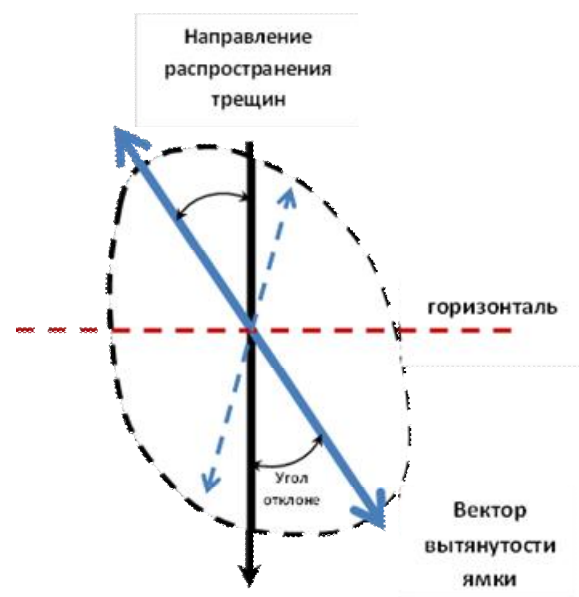
3.7 Изучение формы и размеров ямок вязких изломов

3.7.1 Форма ямки в плоскости излома

Качественный анализ геометрии ямочного излома показал, что ямка может иметь неправильную форму, как в вертикальном сечении излома (профиль), так и в его горизонтальной плоскости. Так, например, измерение поперечников и глубин ямок по четырем взаимно перпендикулярным секущим (рисунок 39 а) на плоском снимке излома ударного образца из стали 15Х2НМФА дало их средние значения $d_{ср}$ и $H_{ср}$ соответственно. Из соотношения поперечников ямок можно оценить их вытянутость ориентацию относительно направления магистрального распространения трещины (рисунок 39 б). Ямки в основном были изотропными (рисунок 40).

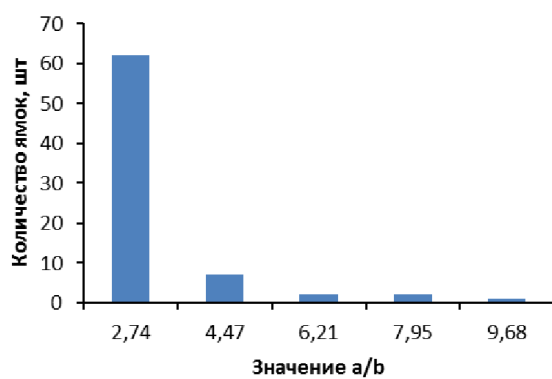


а

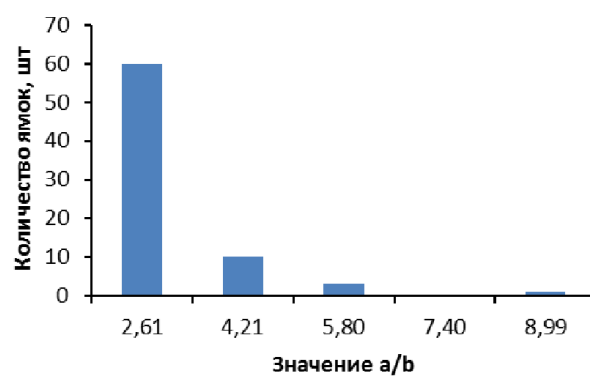


б

Рисунок 39 - Схема определения контура ямки на основе построения её профилей по 3D-модели (а) и определения вытянутости ямок относительно направления магистрального распространения трещины (б), сталь 15Х2НМФА

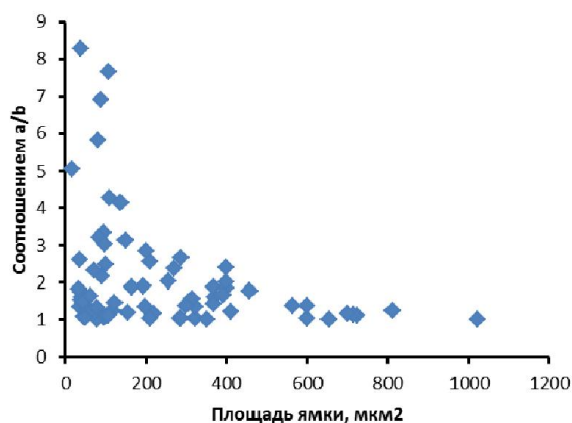


Образец 1

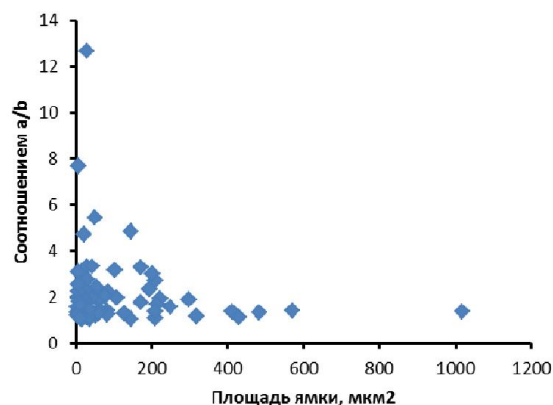


Образец 2

а)



Образец 1



Образец 2

б)

Рисунок 40 – Пример распределения значений соотношений полуосей a/b поперечников ямок (а) и соотношения полуосей a/b и площади проекций ямок (б), сталь 15Х2НМФА

Из анализа 3D-моделей вязких изломов следует, что в ряде случаев (50-70%) контур ямки (горизонтальная проекция) имеет неправильную форму, также наблюдаются овальные ямки, вытянутые в направлении сдвига (рисунок 41). Геометрия контура ямки дает информацию о градиенте пластической деформации перемычек, предшествующей слиянию смежных пор. Это позволяет уточнить их механизм слияния.

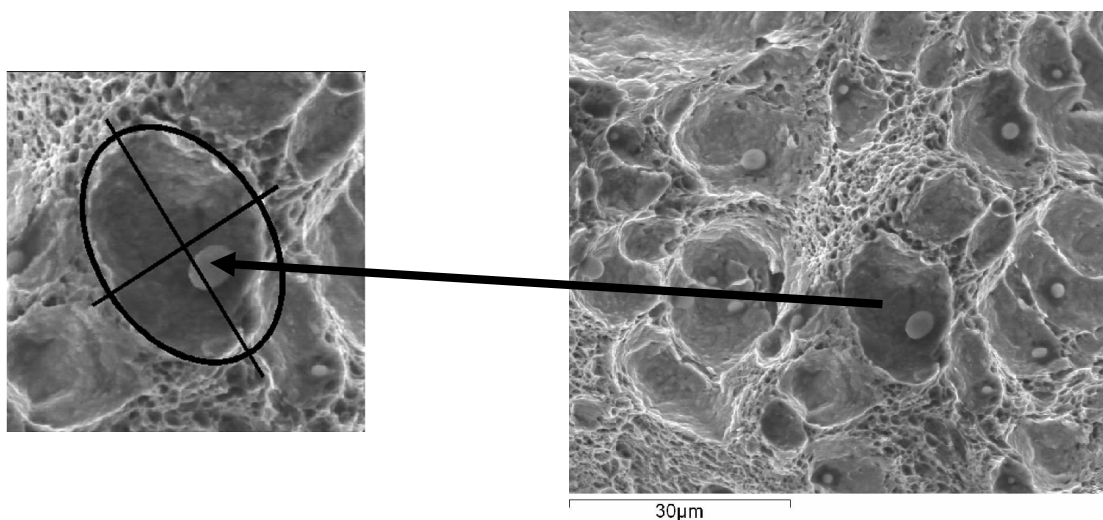


Рисунок 41 - Описание контура ямки в плоскости уравнением эллипса, сталь 15Х2НМФА

При этом направления вытянутости ямок для разных образцов друг с другом не всегда одинаковы. Так для изломов ударных образцов сталей 15Х2НМФА, 16Г2АФ и 40Х2Н2МА направление вытянутости ямок более близко к направлению распространения магистральной трещины, по сравнению с изломами сталей 09Г2С и 38ХНЗМФА-Ш.

Форма контура ямки в горизонтальной плоскости чаще всего имеет эллиптический вид и ее описывали каноническим уравнением $\frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} = 1$, где $a > 0$ – большая полуось; $b > 0$ – малая полуось, когда $a = b$ эллипс превращается в окружность.

Величина соотношения a/b варьировалась в диапазоне $2,16 \div 2,74$, но не были исключением и большие их значения. С увеличением площади ямки ее форма в горизонтальной плоскости приближается к окружности.

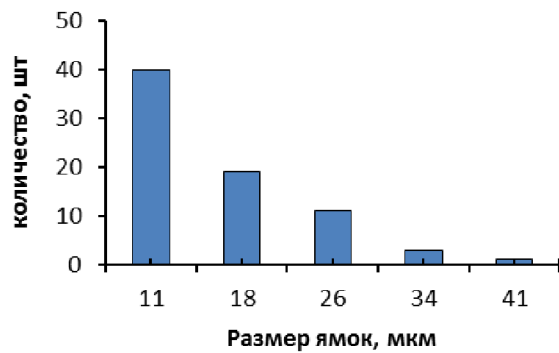
3.7.2 Статистика распределения значений параметров геометрии вязкого излома

Для корректного сопоставления различных выборок значений параметров геометрии вязких изломов необходимо оценить характер их распределения (исходя из вклада неметаллических включений в разрушение). С этой целью были построены гистограммы распределений значений диаметров, глубин ямок и толщин перемычек между ними. Количество разрядов гистограмм n определялся как $n = \sqrt[3]{N}$, где N – количество значений выборки. Отсюда следует, что разряд гистограммы будет постепенно уменьшаться с уменьшением количества измеренных ямок.

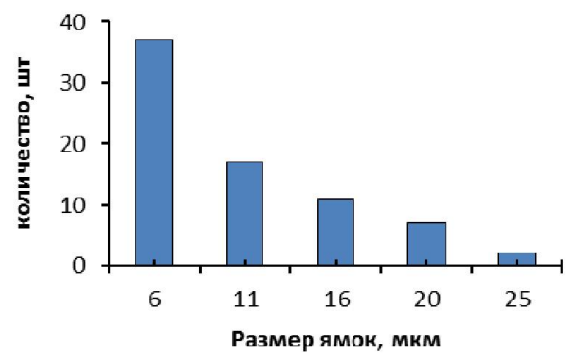
При измерении рядов изломов разных образцов и разных исследуемых сталей (15Х2НМФА, 40Х2Н2МА, 16Г2АФ, 38ХНЗМФА-Ш и 09Г2С), результаты приводят к заключению в том, что распределение ямок по их размерам показал ассиметричный характер (рисунок 42). Это затрудняет использование средних размеров для сопоставления различных выборок результатов измерения. В этой связи в работе на

основе накопленной представительной статистики наблюдений геометрии элементов вязкого излома была проведена систематическая оценка вида их распределения (на основе применения непараметрического критерия Колмогорова-Смирнова) [104].

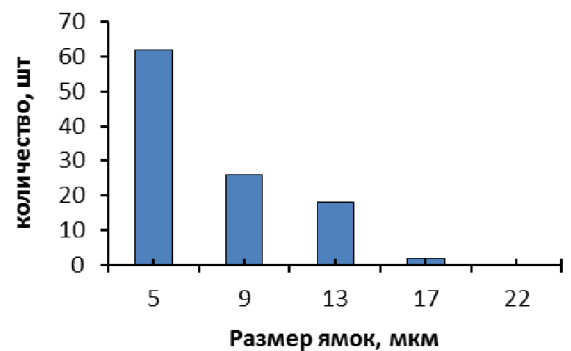
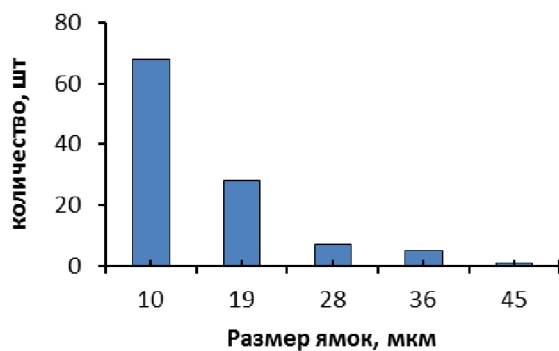
Распределение ямок по диаметрам



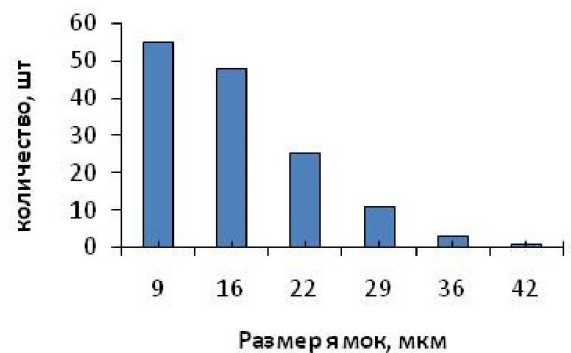
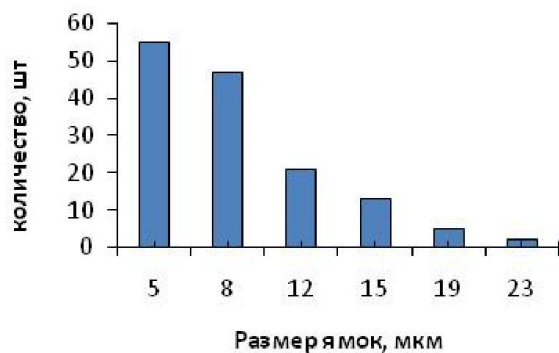
Распределение ямок по глубинам



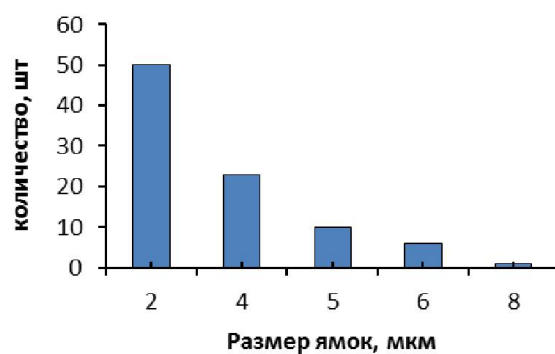
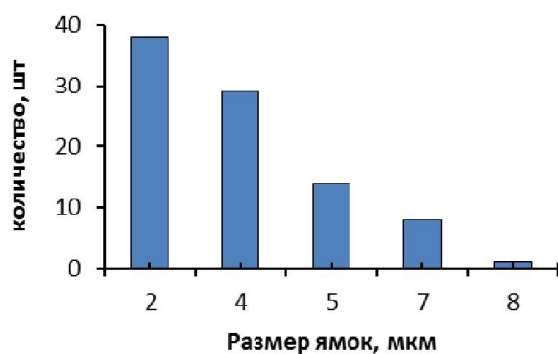
а)



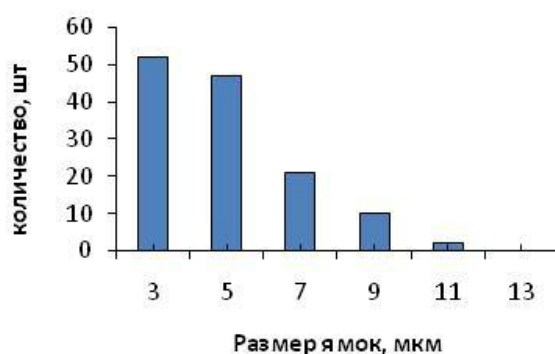
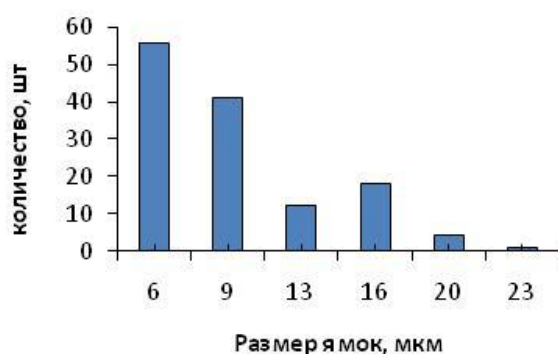
б)



в)



г)



д)

Рисунок 42 – Пример типичных распределений ямок по размерам (диаметр и глубина) изломов сталей 15Х2НМФА (разные поля зрения) (а и б соответственно), 09Г2С (Z-образец на растяжение) (в), 38ХНЗМФА-Ш (г) и 16Г2АФ (д)

В данной работе для проверки гипотезы о принадлежности распределения к некоторой функции, то есть проверки того, что эмпирическое распределение соответствует предполагаемой модели проводилось по критерию согласия Колмогорова-Смирнова. Чем меньше значение критерия $\sqrt{n}d$ (где n - количество наблюдений, d – максимальная разность функций распределения), тем распределение ближе к конкретной функции.

При условии принятия нулевая гипотеза H_0 (о принадлежности данного распределения заданному закону) на уровне α то чем больше значение уровня значимости α , тем лучше принимается нулевая гипотеза H_0 (в практике популярные

значения $\alpha=0,005, 0,01, 0,05, 0,1$). Для того, что распределение принадлежит одной функции необходимо выполнение условие, что значение критерия \sqrt{nd} меньше критического (таблица 5).

При проверке соответствия распределения к заданному закону было показано, что распределение размеров ямок (d, h) - логнормальное или гамма (рисунок 43) при уровне значимости $\alpha=0,05$ (таблицы 6 и 7). Такой характер изменения геометрии ямок отражает доминирующую роль неметаллических включений в вязком разрушении [3].

Таблица 5 – Критические значения критериев (\sqrt{nd}) в зависимости от уровня значимости α [93, 104]

	$\alpha = 0,01$	$\alpha = 0,05$	$\alpha = 0,1$
\sqrt{nd}	1,63	1,36	1,22

Таблица 6 – Значения критериев Колмогорова-Смирнова для проверки вида распределения значений диаметров ямок

Вид распределения	Сталь 15Х2НМФА			Сталь 38ХНЗМФА-Ш	Сталь 09Г2С			Сталь 40Х2Н2МА	Сталь 16Г2АФ
	Образец 2	Образец 3	Образец 4		(Z-обр.) на растяжение	Долевые образцы			
						на растяжение	на удар		
Нормальное	1,26	0,76	1,7	1,6	1,92	1,98	2,03	1,88	2,45
Экспоненциальное	2,01	1,92	2,56	2,64	2,85	1,87	1,9	1,69	3,42
Гамма	0,84	0,38	0,87	1	1,03	1,13	1,3	1,75	1,75
Логнормальное	0,96	0,36	0,85	0,68	0,8	1,14	1,23	1,24	1,34

Таблица 7 - Значения критериев Колмогорова-Смирнова для проверки вида распределения значений глубин ямок

Вид распределения	Сталь 15Х2НМФА			Сталь 38ХН3МФА -Ш	Сталь 09Г2С			Сталь 40Х2Н2МА	Сталь 16Г2АФ
	Образец 2	Образец 3	Образец 4		(Z- обр.) на растяжение	Долевые образцы			
						На растяжении	На удар		
Нормальное	1,3	0,79	1,63	1,34	1,12	1,78	1,58	2,2	1,49
Экспоненциальное	1,06	1,97	0,92	3,15	2,94	1,69	1,46	1,95	3,43
Гамма	1,03	0,45	0,76	1,12	1,06	1,12	0,98	1,36	0,85
Логнормальное	0,93	0,6	0,63	0,97	0,91	1,3	0,92	0,97	0,99

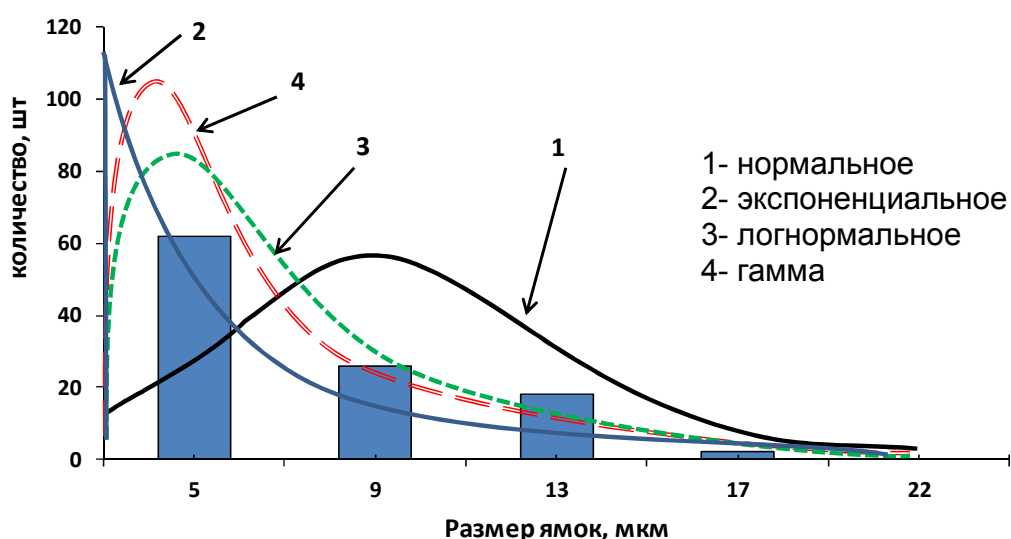
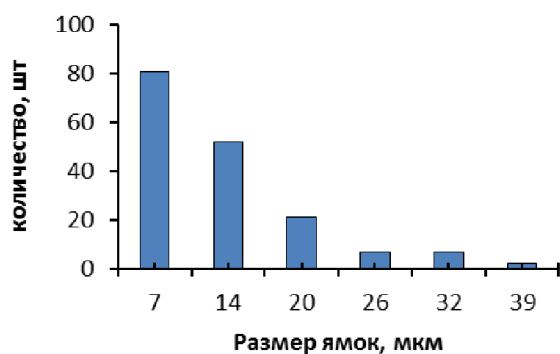
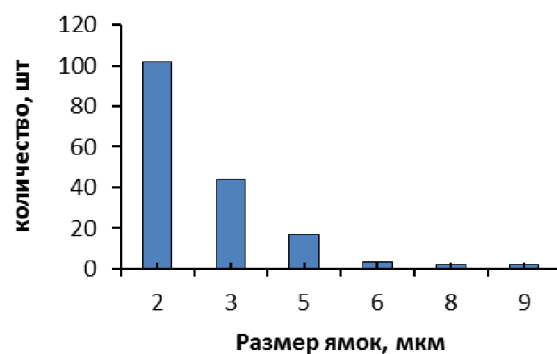


Рисунок 43 — Виды распределения ямок по их размерам

Как было показано выше, для повышения производительности измерений геометрии изломов на 3D-модели, параметры геометрии ямок (поперечники и глубины) изломов образцов исследуемых сталей были получены методом случайных секущих (СС). Полученные результаты при уровне значимости 0,05 также подчиняются общим закономерностям (рисунок 44).



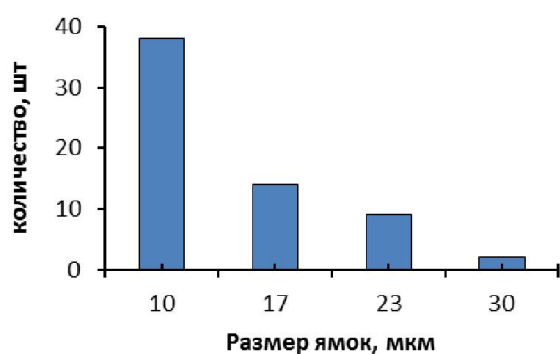
Распределение ямок по диаметрам



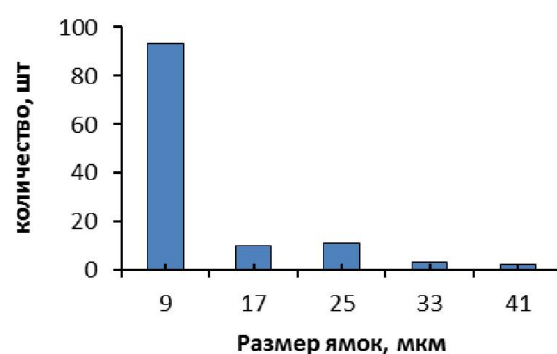
Распределение ямок по глубинам

Рисунок 44 – Распределение размеров ямок излома 15Х2НМФА по методу СС

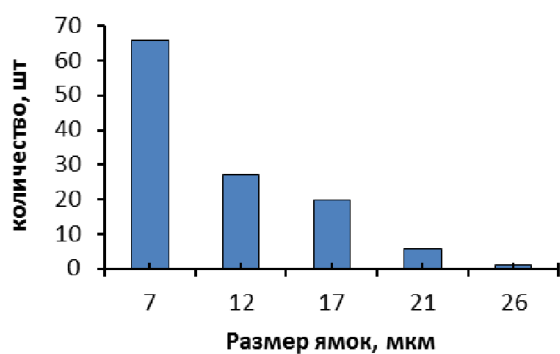
Измерение поперечников ямок по 2D-изображениям и последующее построение их распределений по размерам, также дало асимметричный характер гистограмм (рисунок 45).



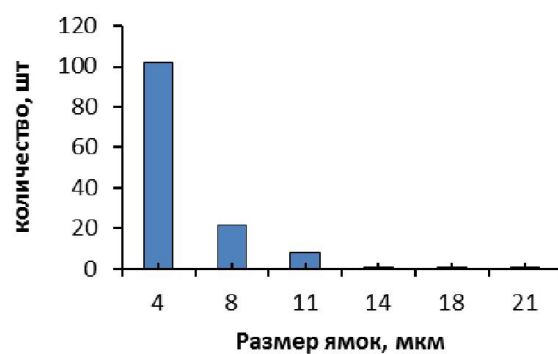
а)



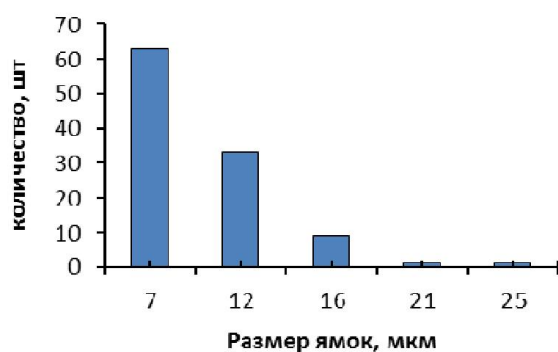
б)



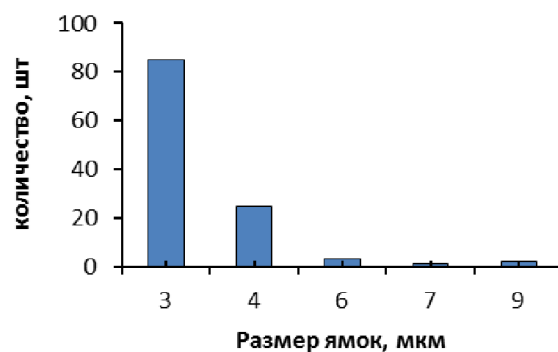
в)



г)



д)



е)

Рисунок 45 – Пример типичных распределений ямок по размерам (диаметр, по измерениям на 2D-изображениях) изломов образцов сталей 15Х2НМФА (различные образцы - а и б соответственно), 09Г2С (Z-образец на растяжение) (в), 38ХНЗМФА-Ш (г), 16Г2АФ (д) и 40Х2Н2МА (е)

По критерию Колмогорова-Смирнова для распределений диаметров (при 2D-измерении) всех исследуемых образцов (стали 15Х2НМФА разных образцов, 38ХНЗМФА-Ш, 09Г2С-z- и продольный образец на растяжение (и удар), 16Г2АФ, 40Х2Н2МА), показано, что, как правило, оно подчиняется логнормальному закону, при уровне значимости 0,05 (таблица 8).

Таблица 8 - Значения критериев Колмогорова-Смирнова для сопоставления вида распределения диаметров (d) ямок разных сталей (измерение на 2D-изображениях)

Вид распределения	Сталь 15Х2НМФА			Сталь 38ХНЗМФА- Ш	Сталь 09Г2С			Сталь 40Х2Н2МА	Сталь 16Г2АФ
	Образец 2	Образец 3	Образец 4		(Z- обр.) на растяжение	Долевые образцы			
						На растяжение	На удар		
Нормальное	1,40	1,54	2,53	2,39	1,92	1,41	1,81	1,55	1,86
Экспоненциальное	2,31	2,51	1,99	4,19	4,01	3,59	3,24	4,64	3,96
Гамма	0,82	1,32	1,44	1,48	1,5	0,87	1,31	0,95	1,45
Логнормальное	0,56	1,13	0,97	1,12	1,27	0,71	0,96	0,68	1,15

Это означает, что при сопоставлении различных выборок результатов измерения геометрии вязких изломов использование критериев классической статистики будет неэффективным.

3.7.3 Геометрия ямок вязких изломов

Измерение профилей вязкого излома (в вертикальном сечении) с помощью алгоритмов стереофотограмметрии позволило накопить представительную статистику результатов измерений геометрии ямок, перемычек между ними. Вертикальный профиль ямки достаточно хорошо выявляется при рассечении 3D-модели изломов плоскостями. При этом можно выбрать конкретные ямки и проводить проверку их профилей в любых направлениях, чтобы оценить характеристику формы ямок или включений.

Анализ микрогеометрии изломов проводился с учетом особенностей его мезосоставляющей (ломаная лестница). При совместном анализе 2D- и 3D-моделей, можно выявить типичный вид ямки (рисунок 46).

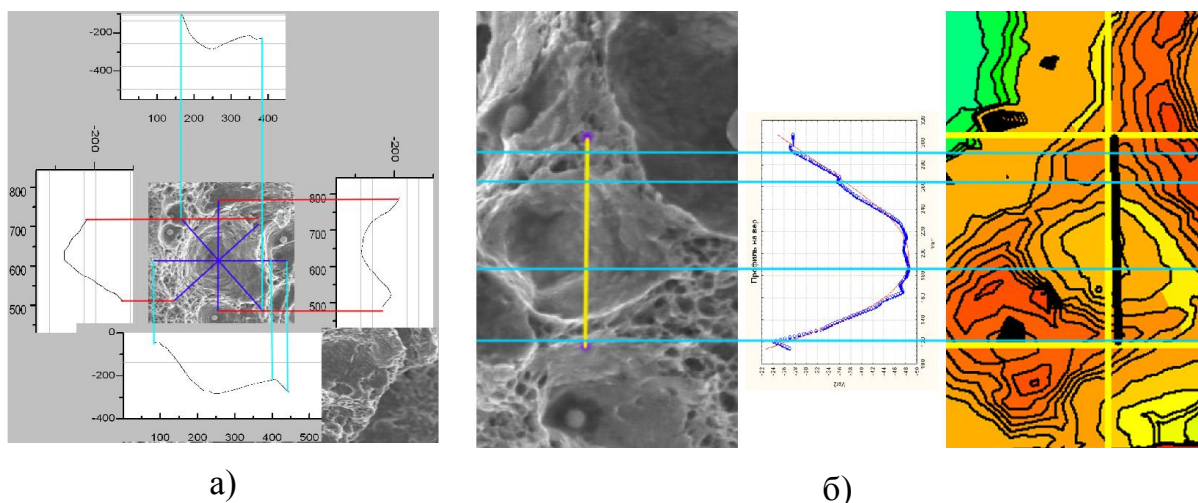


Рисунок 46 – Профили ямки по разным направлениям (а) и форма ямки по измерениям 2D-, 3D-изображений (б) стали 15Х2НМФА

Была приведена оценка геометрии ямки по четырём, находящимся под углом 45° друг к другу, секущим. Соответственные места и точки на разных системах зрения (2D, 3D и вертикальное сечение) проведены линиями отметки. Из массовых измерений профилей излома, получаемых из 3D-изображений рельефа, следует, что ямки в простейшем (квадратичном) приближении представляют собой параболоид вращения $y = c(x^2 + z^2)$, «обрезанный сверху» плоскостью мезоступени излома, наклонённой под углом $\alpha = \arctg (H / B)$, где H и B – высота и её ширина [119] (рисунок 47).

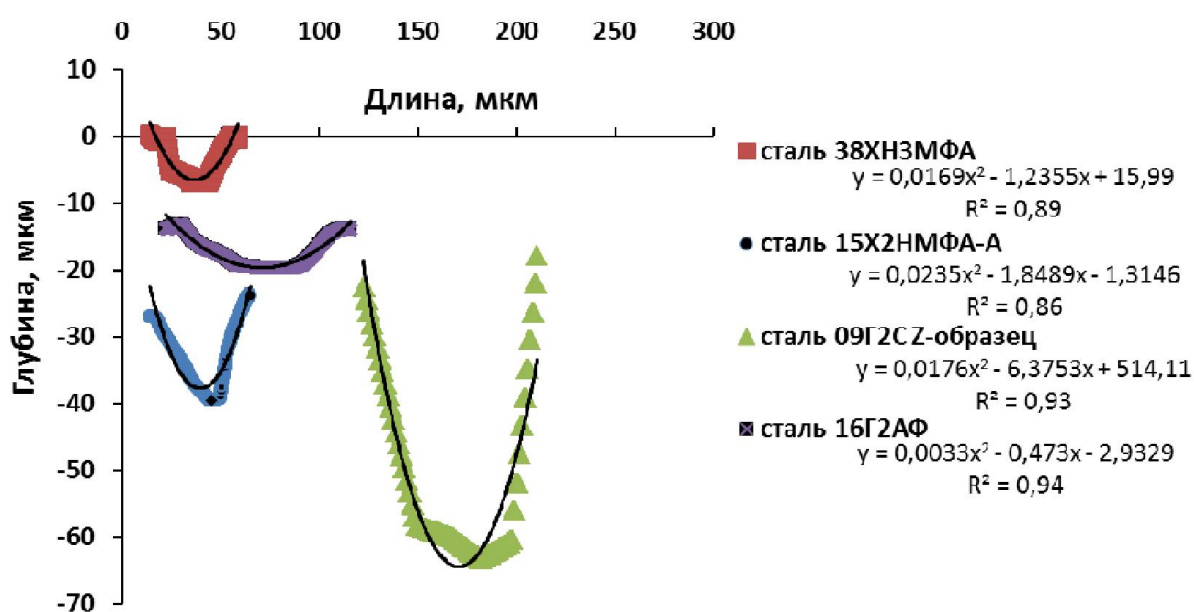


Рисунок 47 – Виды ямок в изломах ряда исследуемых сталей и их параболические функции описания

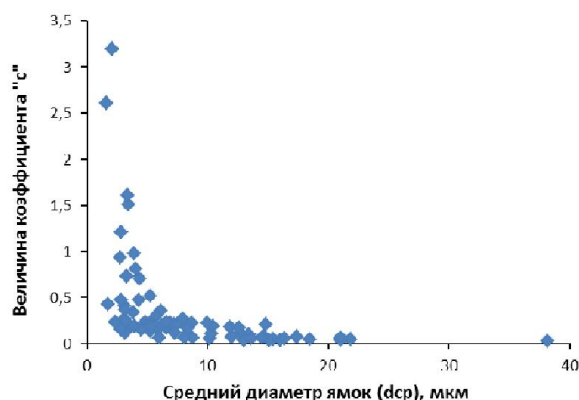
Случайное размещение ямок в изломе, скорее всего, отражает размещение неметаллических включений на шлифе: наряду с одиночными ямками наблюдались их скопления, варьировался также размер. Ямки более сложной формы обычно представляли собой результат слияния пор, образовавшихся на достаточно близко размещенных разномасштабных включениях [2,3].

В связи с изучения процесса образования, слияния пор и разрушения необходимо рассмотреть явление пластической деформации, что особенно важно для вязкого

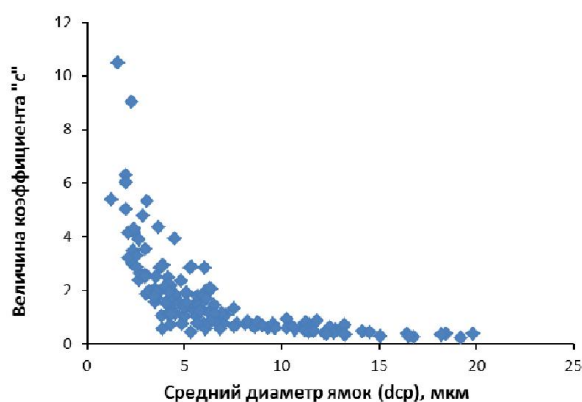
разрушения. Было известно, что существуют разные критерия для оценки пластических свойства материала в связи с геометрией ямок - либо принимать протяженность ямки, либо ее глубину [45]. При практической оценке существующих механизмов возникновения ямок, следует считать их глубину и характер рельефа стенок признаком способности материала к микропластической деформации. Уже в [34,107] показано, что существует связь между формой (глубиной) ямок (микропор) и деформацией (и вязкостью разрушения). Это позволяет более глубоко исследовать природу неоднородности механические свойства (в том числе вязкости и пластичности) материала на основе изучения геометрических параметров излома.

Протяженность же ямок связана с расстоянием между локальными первичными надрывами и характеризует степень гетерогенности структуры материала. При разрушении очень пластичных материалов (высокая пластичность) часто наблюдаются глубокие конические ямки [107]. Считается, что трещиностойкость увеличивается с увеличением глубины ямок на поверхности изломов [108,115].

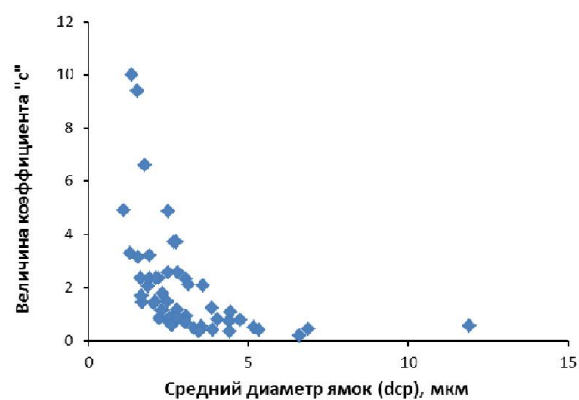
Для свидетельства связи между размером ямки и ее формой, была построена их зависимость, при этом рассмотрено изменение коэффициента «с» (форма) в зависимости от величин диаметров (размер) ямок. В зависимости от места расположения, параболы имеют разные развития ветвей и различные края (коэффициент квадратичный параболы $c > 0$) и тогда значение «с» чем меньше (чем ближе к «0») тем ямка расширяется больше по ширине. Уменьшение величины коэффициента «с» (при увеличении масштаба ямок) отвечает отклонению от закона геометрического подобия (вырождение ямок) и ямка становится более плоской (рисунок 48). Такое вырождение ямок с увеличением их размеров наблюдалось ранее [2], в данной работе оно подтверждено для листовых сталей, т.е. характерно для всех состояний поставки металлопродукции и справедливо не только для изломов ударных образцов, но и для образцов на растяжение (как долевого, так и Z-образцов) и, по-видимому, носит универсальный характер.



а)



б)



в)

Рисунок 48 – Пример зависимости коэффициента «с» от диаметра ямок изломов образцов сталей 15Х2НМФА (а), 09Г2С (Z-образец) (б) и 38ХНЗМФА-Ш (в)

С целью описания процесса развития ямки, оценки меры вязкости в зависимости от геометрических параметров ямок и возможности изучения излома на 2D-изображениях, были построены соотношения диаметров и глубин ямок (рисунок 49). При изучении этого соотношения можно заключить, что в процессе деформации поры развиваются не только в глубину, но и в ширину, до определенного значения. Рост по ширине одной ямки прекратится за счет зарождения и роста других [110].

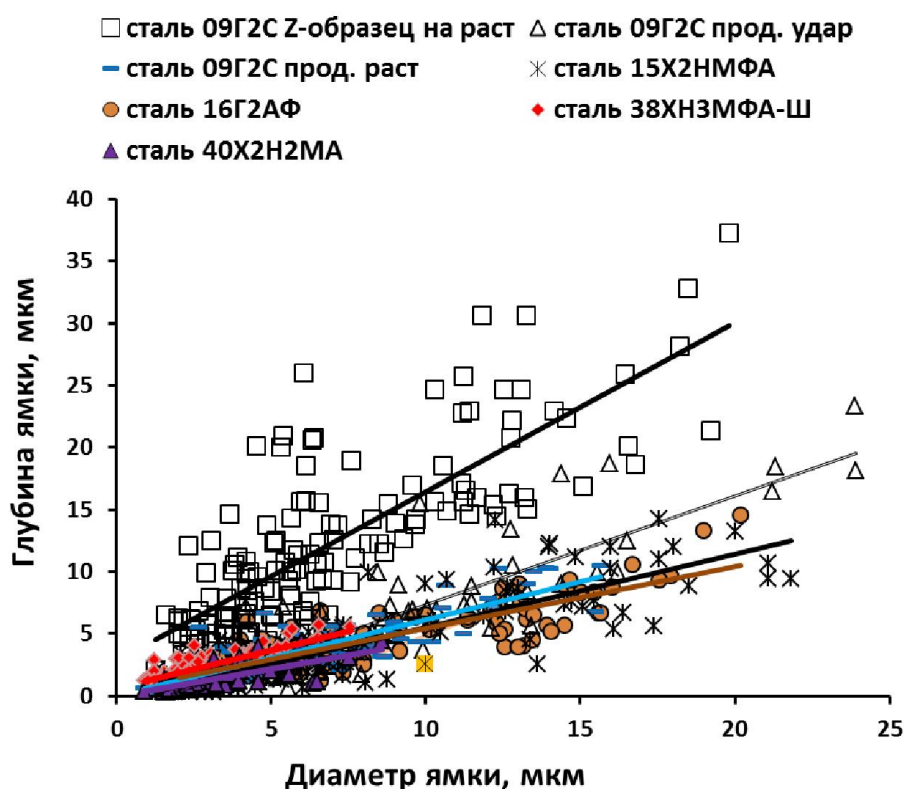
Наблюдалось несколько типов ямок-соседей, в зависимости от их размеров (мелкие или большие ямки-соседи, большие ямки, граничащие с мелкими ямками) и расстояния между ними. Это мог быть, например, простой срез их бортов или

перемычка с относительно плоским плато, нередко покрытым субмикронными ямками. При увеличении отношения глубины ямки к ее ширине обычно ожидается [107] большее раскрытие от среза их бортов и повышенная вязкость разрушения.

Согласно [27] было предположено, что для высокопрочных материалов характерно большое число мелких ямок, а для малопрочных, но вязких - малое количество крупных ямок (если это были не ямки на крупных включениях). Малые по протяженности, но достаточно глубокие ямки являются свидетельством благоприятного сочетания в материале высокой прочности и высокой надежности по характеристикам разрушения.

При сопоставлении вязкости сталей по соотношению «глубина – диаметр» следует, что между геометрией ямок (микропор) и вязкостью разрушения существует закономерная связь. При этом, чем глубже ямка (при одинаковом значении диаметра), тем больше вязкость (чем больше раскрытие от среза их бортов, тем выше вязкость разрушения [113,118]). Это обстоятельство отражают методические указания (РД-50-672-88) [34], где было показано, что глубина ямок (высота перемычек между ними) есть мера способности материала к пластической деформации, в работе [27] также было показано, что протяженность и глубина ямок обычно прямо связаны между собой.

Анализ соотношения «глубина – диаметр ямок» выявил наличие связи между параметрами геометрии ямок, близкой к линейной (рисунок 49) - коэффициент корреляции в пределах 0,55-0,75. Величина коэффициента корреляции определяется влиянием мезорельефа излома, когда ямки одного и того же диаметра в проекции на 2D-плоскость дают в зависимости от угла наклона его мезоступени излома различные значения поперечника. Это в ряде случаев дает основания для проведения экспресс-оценок геометрии строения вязкого излома на плоских кадрах (при достаточной статистике измерений) [2]. При этом воспроизводимость результатов измерения на различных полях зрения одного излома, обеспечивалась, когда было измерено не менее 90...100 ямок на вариант.



$R^2 = 0.65$	сталь 09Г2С (Z-обр) $y=(2,78\pm0,64)+(1,34\pm0,08)x$
$R^2 = 0.75$	сталь 09Г2С (прод. удар) $y=(-2,13\pm0,45)+(0,87\pm0,04)x$
$R^2 = 0.78$	сталь 09Г2С (прод. раст) $y=(-0,02\pm0,19)+(0,61\pm0,03)x$
$R^2 = 0.70$	сталь 15Х2НМФА $y=(-0,42\pm0,35)+(0,60\pm0,03)x$
$R^2 = 0.73$	сталь 16Г2АФ $y=(1,21\pm0,21)+(0,47\pm0,02)x$
$R^2 = 0.54$	сталь 40Х2Н2МА $y=(0,038\pm0,115)+(0,447\pm0,065)x$
$R^2 = 0.66$	сталь 38ХНЗМФА-Ш $y=(0,45\pm0,19)+(0,60\pm0,05)x$

Рисунок 49 - Соотношение диаметра и глубины ямок в изломах исследуемых сталей

Д. Брок показал [13], что ямки всегда имеют неправильную форму из-за случайного расположения в металле пустот, которые сливаются. Образующиеся маленькие ямки могут быть равноосными и параболическими (ямки сдвига и ямки отрыва [105, 107]) в зависимости от условия нагружения, от угла под микроскопом. Растягивающие главные напряжения дадут равноосные ямки, а остальные (в случае сдвига или разрыва)

– удлиненные ямки. При изучении геометрии ямок оценены несимметричность дна от центра ямки (Δd) и перепад высот ямки (ΔH) (рисунок 50).

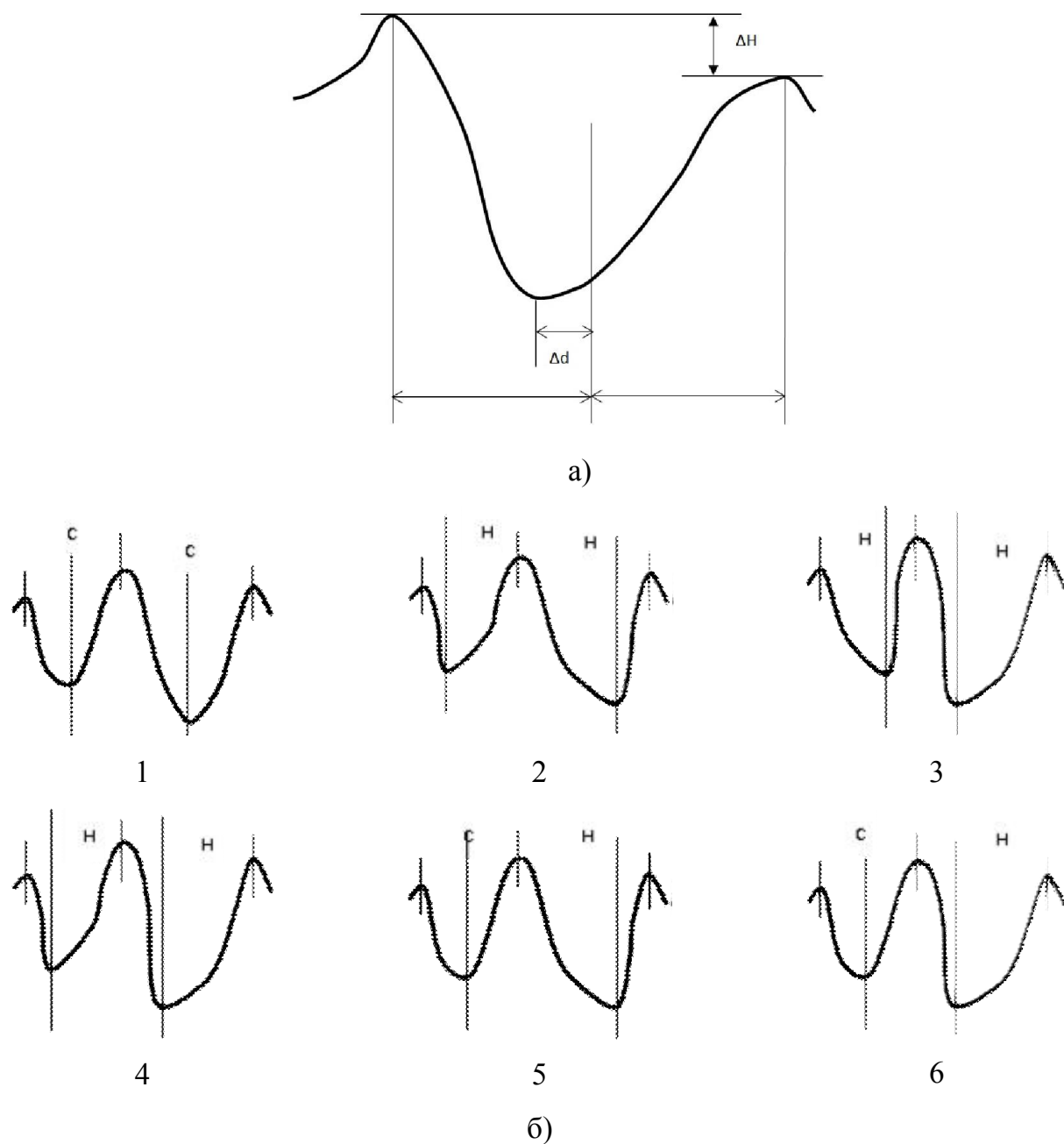
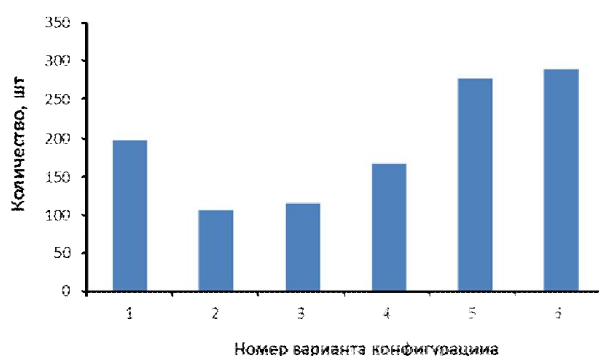


Рисунок 50 - Схема измерения несимметричности ямки в вертикальном сечении (а) и возможные варианты конфигурации смежных ямок (б)

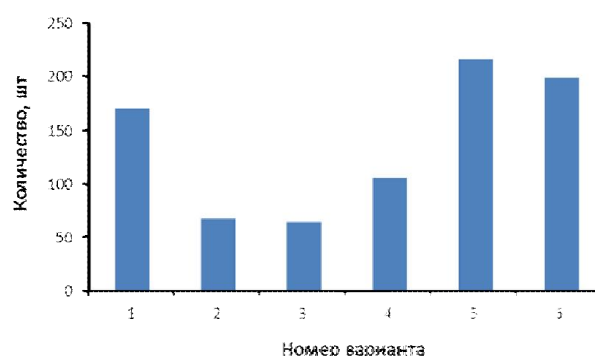
Вместо перепада высот ямки (ΔH) можно применять величину $0,5 \cdot \Delta H$ – неравномерность высот разных плеч ямки (в вертикальном сечении) от ее глубины

(глубина равна средней величине высот). При анализе геометрии рельефа, было предложено разделить ямки на симметричные (при Δd меньше 10%) и несимметричные (по геометрии в вертикальном сечении). Буква “С” – симметричная, а “Н” – несимметричная по глубине.

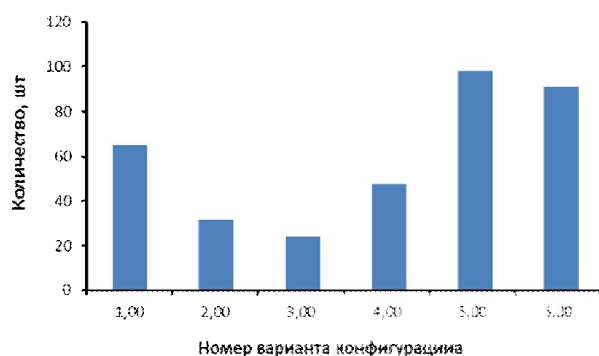
Распределение вариантов соотношения конфигурации смежных ямок представлены на рисунке 51 и в таблице 9.



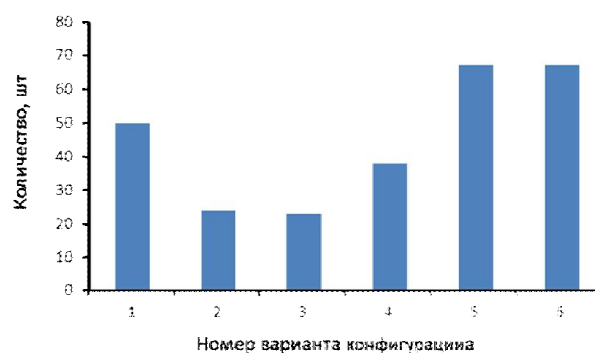
а) сталь 15X2NMФА



б) сталь 09Г2С (Z-образец)



в) сталь 16Г2АФ



г) сталь 38ХН3МФА-Ш

Рисунок 51 – Сопоставление количества возможных вариантов соседних ямок

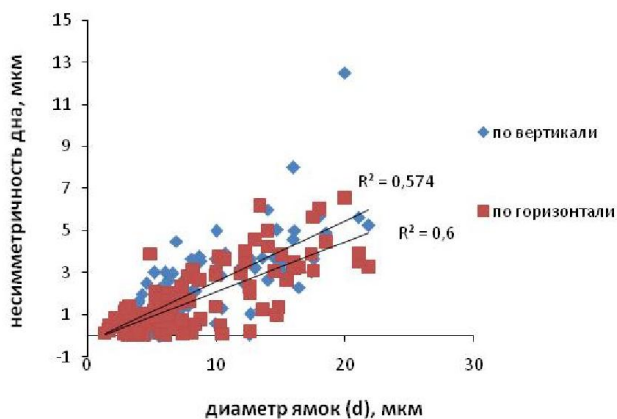
Таблица 9 – Статистика возможных типов конфигурации соседних ямок*

Марки стали	Количество возможных вариантов соседних ямок											
	шт						%					
	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
15Х2НМФА	199	107	115	168	278	289	17,21	9,26	9,95	14,53	24,05	25,00
09Г2С	170	68	65	106	216	199	20,63	8,25	7,89	12,86	26,21	24,15
16Г2АФ	65	32	24	48	98	91	18,16	8,94	6,70	13,41	27,37	25,42
38ХНЗМФА-III	170	68	65	106	216	199	18,59	8,92	8,55	14,13	24,91	24,91

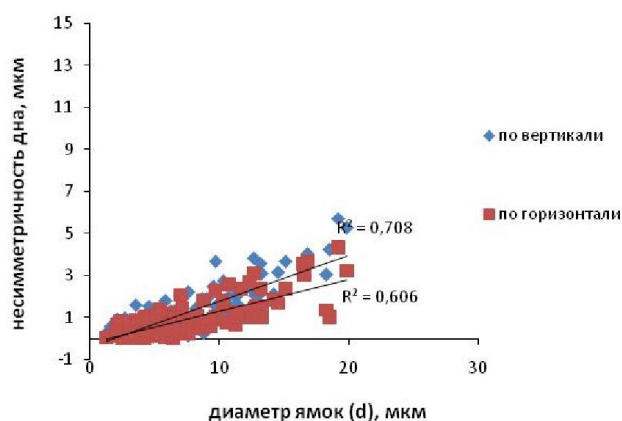
*Возможные типы конфигурации в соответствии с рис. 50

Показано, что доля конфигураций ямок типа №5 и №6 больше, по сравнению с остальными (от 24,05 до 27,37%), а - №2 и №3 меньше (от 6,70 до 9,95%).

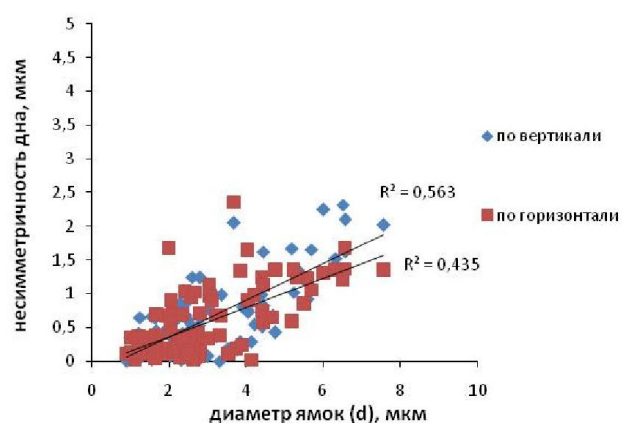
При анализе асимметричности дна ямки, полученные результаты показали, что диаметр ямки увеличивается с увеличением возможности отклонения ее дна от центра (Δd). Кроме этого расчет показал, что несимметричность (Δd) и перепад высот (ΔH) не взаимосвязаны (рисунок 52).



а)



б)



в)

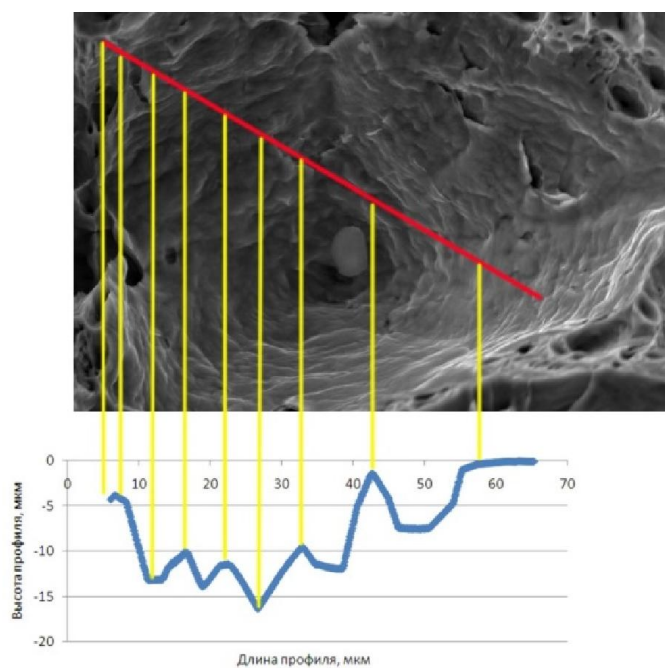
Рисунок 52 – Соотношение несимметричности в вертикальном сечении излома и диаметра ямок образцов сталей 15Х2НМФА (а), 09Г2С (Z-образец) (б) и 38ХНЗМФА-Ш (в)

Очевидно, что на геометрии ямок может сказаться неоднородность микроструктур. Так, например, в изломах Z-образцов на растяжение из листовой стали 09Г2С было обнаружено ступенчатое строение стенок ямок (рисунок 53). В изломах других образцов (в т.ч. продольных образцов на растяжение и удар из этой же стали) стенки ямок были относительно гладкими, их неровности имели случайный характер.

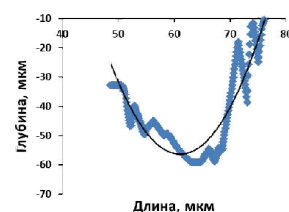
Такое закономерное строение стенок ямок можно объяснить наличием феррито-перлитной полосчатости в структуре стали 09Г2С и растяжением ферритных прослоек при локализации пластического течения в шейке Z-образцов (рисунок 54). При этом была проверка на однородность распределений параметров (в рамках 2D- и 3D-измерений). Результат показал, что гипотеза об однородности параметров излома для разных вариантов (сталь 09Г2С) отвергается (таблица 10) – для различных схем нагружения и вырезки образцов геометрия ямок значительно отличается.

Таблица 10 – Сопоставление результатов измерения (в 2D- и 3D-масштабах наблюдения) глубины и диаметра ямок изломов образцов из стали 09Г2С

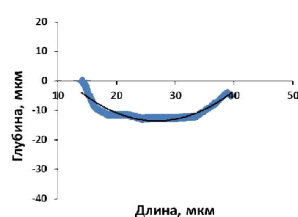
Метод измерения	Образцы для проверки на однородность	Параметр для проверки	
		Диаметр	Глубина
		Значение критерия Колмогорова-Смирнова (уровень значимости 0,05)	
3D	Продольный на растяжение – Z-образец	1,851	4,805
	Продольный на растяжение - продольный ударный	2,788	1,911
	Z-образец - продольный ударный	2,136	2,586
2D	Продольный на растяжение – Z-образец	2,826	-
	Продольный на растяжение - продольный ударный	2,931	-
	Z-образец - продольный ударный	3,846	-



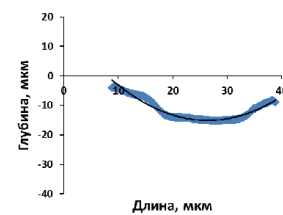
а



сталь 09Г2С Z-образец на растяжение



сталь 09Г2С
долевой образец на
растяжение



сталь 15Х2НМФА,
ударный образец

б

Рисунок 53 – Ступеньки на стенках ямок в изломе Z-образца из стали 09Г2С (а) и сравнение шероховатости одинаковых по диаметрам ямок изломов сталей 15Х2НМФА, 09Г2С (б)

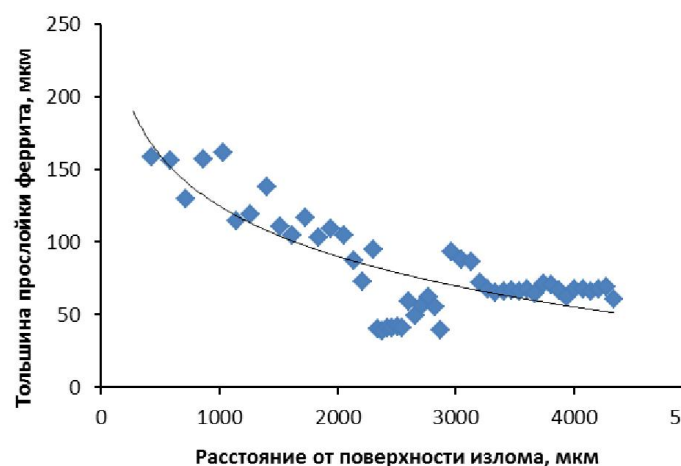
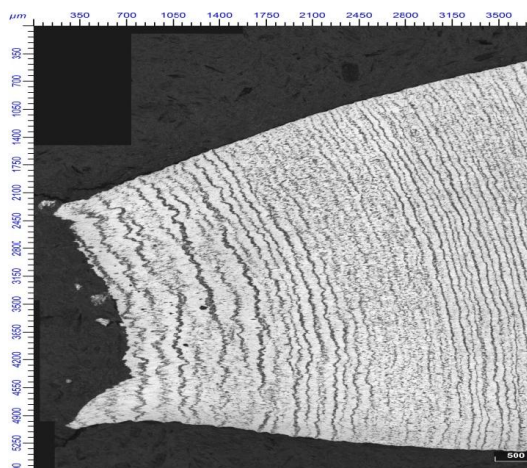


Рисунок 54 – Изменение шага ферритных прослоек в шейке Z-образца на растяжение (сталь 09Г2С)

При сопоставлении геометрии изломов образцов из сталей 09Г2С различных схем вырезки и нагружения (продольные ударные и образцы на растяжение и Z-образцы на растяжение) было отмечено, что соотношение глубин и диаметров ямок изменяется в диапазоне от $0,60 \pm 0,05$ до $1,34 \pm 0,08$. Это отражает особенности эволюции пор при повышении уровня напряжений. Увеличение в шейке Z-образца ширины мягких ферритных прослоек (с 30...40 мкм до 100...170 мкм) при локализации пластического течения способствовало вытягиванию пор в направлении действия нормальных напряжений и увеличению глубины ямок. В долевых же образцах вследствие дробления хрупких полос перлита при деформации, смежные прослойки феррита объединяются, что делает предпочтительным вытягивание пор по толщине листа с образованием крупных неглубоких ямок поперечником от 8-10 мкм и более.

3.8 Измерение геометрии перемычек между смежными ямками в изломе

В значительной мере развитие вязкого разрушения определяется пластической деформацией в перемычке, предшествующей слиянию смежных пор. Их геометрию можно реконструировать из 3D-модели вязкого излома, получаемой с использованием алгоритмов стереофотограмметрии.

Измерение геометрии перемычек между соседними ямками оказалось полезным для реконструкции механизма слияния смежных пор. Это, в частности, позволило уточнить природу различий в ударной вязкости исследуемых в работе сталей [119]. В работе это измерение помогает понять особенности процесса образования и слияния пор и образования ямок.

При изучении изображений изломов было отмечено, что по геометрии перемычки разнообразны, так как процесс разрушения происходит за счет совокупности сложных физических явлений и факторов. Все многообразие перемычек можно свести к двум типам (рисунок 55): простой геометрии (вершина между двумя впадинами) – разрушение срезом или более сложной формы (с полой вершиной и вторичными микроямками на плато) – разрушение мезоотрывом.

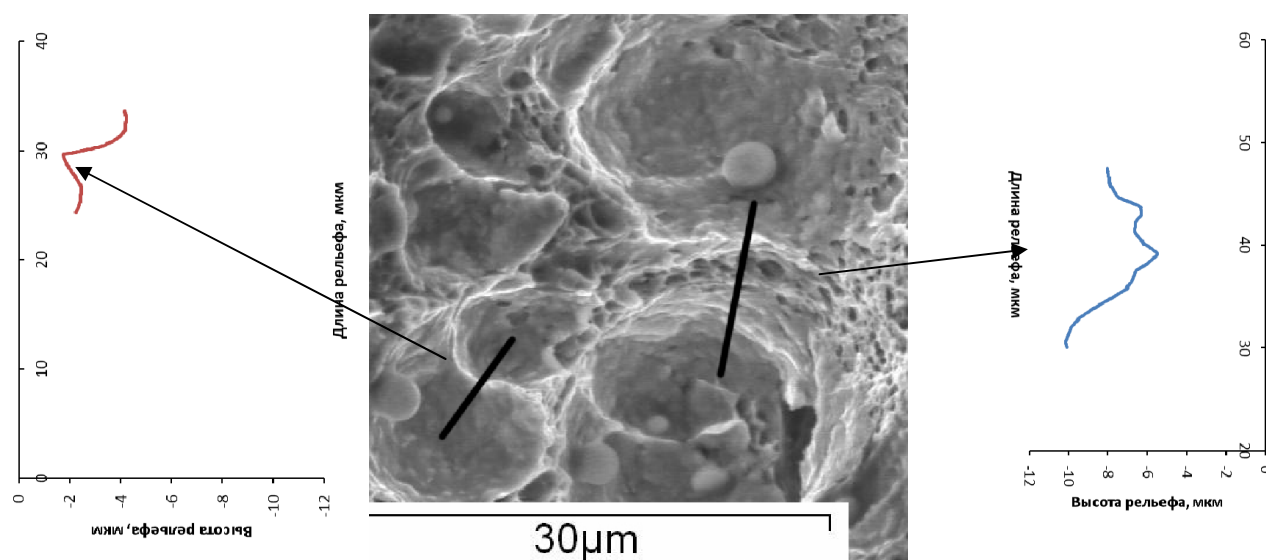
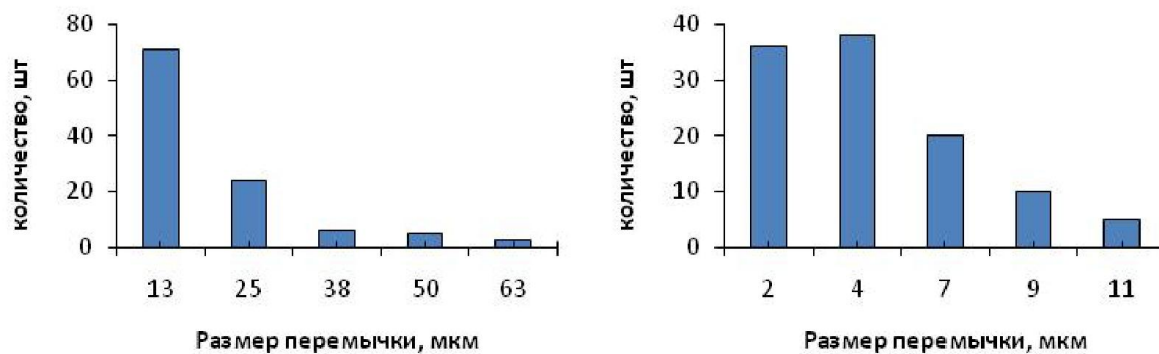


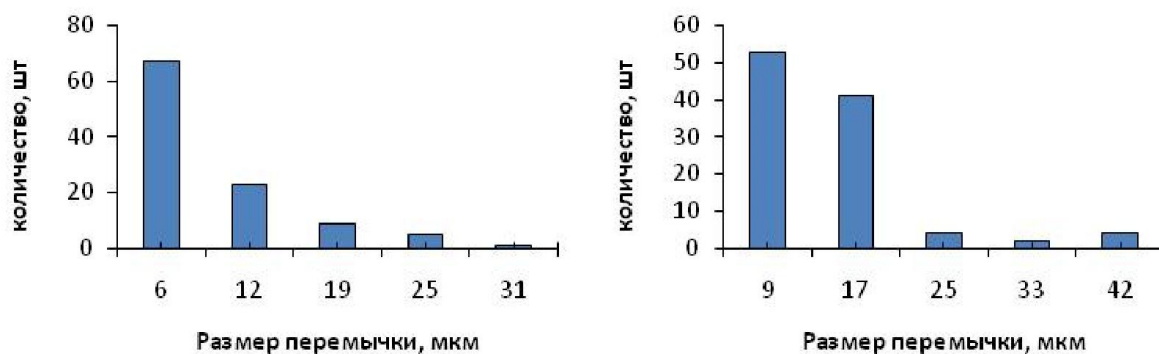
Рисунок 55 – Типичные перемычки между ямками и их профили (сталь 15X2НМФА)

Такие же статистические подходы распространяются и на результаты измерения геометрии перемычек, которая несет существенную информацию о механизмах слияния смежных пор, как одного из факторов, определяющих энергоемкость вязкого разрушения. Показано, что в соответствии с критерием Колмогорова-Смирнова распределение толщин перемычек в изломах сталей 15X2НМФА, 38ХНЗМФА-Ш,

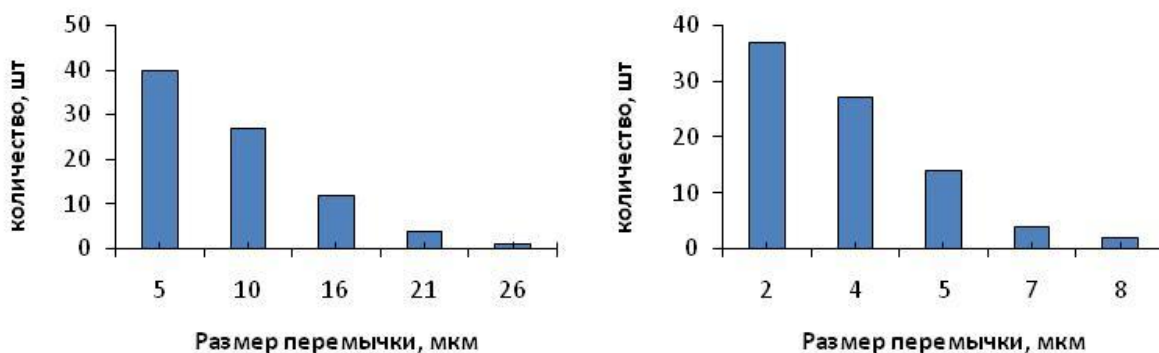
09Г2С и 16Г2АФ отвечает гамма функции, а их высот и количества мелких вторичных ямок – экспоненциальному закону (рисунки 56 и 57).



а)



б)

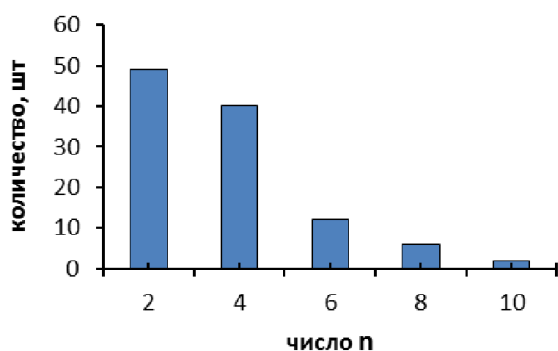


По толщине L_p

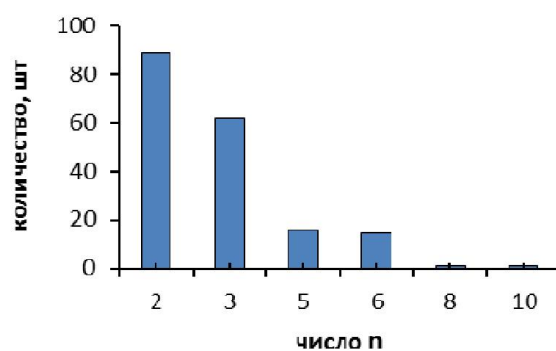
в)

По высоте H_p

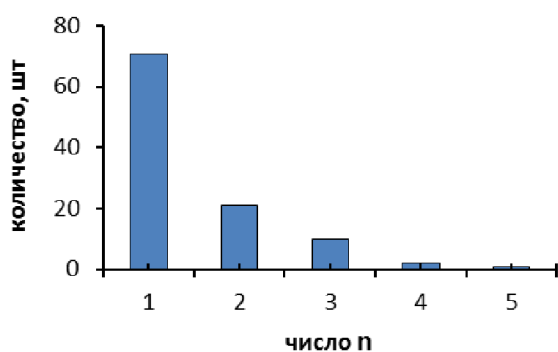
Рисунок 56 – Типичный пример распределения размеров перемычек по толщине (L_p) - а, высоте (H_p) образцов сталей 15X2NMФА (а), 09Г2С (б) и 38ХНЗМФА-Ш (в)



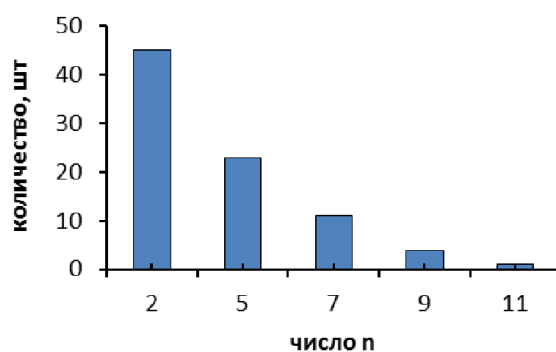
а)



б)



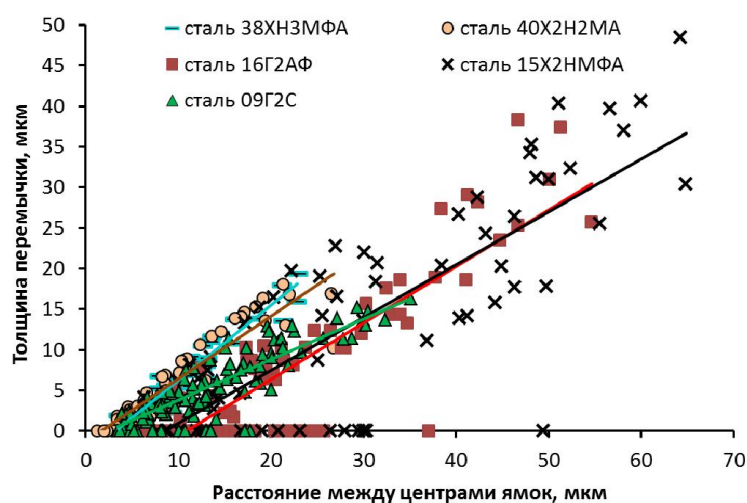
в)



г)

Рисунок 57 – Пример распределения перемычек по количеству вторичных ямок (n) на них изломов образцов сталей 15X2НМФА разных полей зрения (а и б соответственно), 09Г2С (в), 38ХН3МФА-Ш (г)

Из 3D-изображений изломов всех исследуемых сталей следует, что количество вторичных ямок в перемычке может достигать 9-10 шт а толщина перемычки - 40-50 мкм. Толщина перемычки (L_n) увеличивается с увеличением расстояния (L) между центрами смежных ямок, образующих ее (рисунок 58). Их соотношение отражает пластичность и вязкость исследуемых сталей (R^2 варьируется в диапазоне значений 0,70-0,89). Высота перемычки (H_n) не имеет связи с количеством присутствующих ямок (n).



Сталь	Тангенс угла наклона
38ХНЗМФА-Ш	$0,920 \pm 0,051$
40Х2Н2МА	$0,771 \pm 0,046$
16Г2АФ	$0,694 \pm 0,037$
15Х2НМФА	$0,650 \pm 0,060$
09Г2С	$0,435 \pm 0,031$

Рисунок 58 - Соотношение толщин перемычек и расстояний между центрами ямок в изломах исследуемых сталей (и значения тангенса наклона зависимостей)

Толщина перемычек связана с расстоянием между смежными ямками и уровнем пластичности металла (относительное сужение ψ). При анализе соотношения толщин перемычки и расстояний между центрами смежных ямок на изломах различных сталей показано, что с увеличением вязкости (и пластичности) значение тангенса угла наклона уменьшается.

4 Оценка неоднородности размещения ямок на 2D-изображении излома

Изучение причин неоднородности качества является важной задачей материаловедения. При этом необходимо оценить эволюцию структур и дефектов по всей технологической цепочке, также надо определить взаимосвязь между дефектами в изломах и структурой, выявить особенности формирования неоднородной структуры. Для оценки неоднородности строения структур и изломов были использованы разработанные компьютеризированные процедуры. При сопоставлении неоднородности строения можно выявить факторы, ответственные за разрушение трубной стали и тогда полученные результаты дают представление о механизмах

разрушения неоднородных структур в высокопрочных трубных сталях, что существенно для совершенствования технологии их получения [118].

На основе визуального сравнения с эталонными шкалами (картинками), в соответствии с действующими стандартами настоящего времени оценивают структуры. Это позволяет выделить критические параметры структуры, определяющие запас вязкости металла, и сформулировать количественные требования к геометрии структур.

При анализе микростроения вязких изломов конструкционных сталей обычно наблюдается скученность – скопления ямок, обычно близких по размерам. Это возможная причина снижения вязкости металла, поскольку, когда для развития разрушения необходима очаговая трещина $d_{кр} \geq \pi(K_{IC}/\sigma_T)^2/2$, где K_{IC} – вязкость разрушения, σ_T – предел текучести, то наличие кластера частиц, расположенных вблизи друг друга частиц, будет опаснее, чем отдельные изолированные включения. Отсюда есть практический интерес в выделении такого рода скоплений ямок в вязком изломе. Поэтому на вязкость стали (при прочих равных) должно влиять размещение ямок в изломе, в частности, наличие кучности («след» скоплений включений, инициировавших их образование), например, в стали 40X2H2MA в улучшенном состоянии причина разброса ударной вязкости – неоднородность распределения ямок по дну «хрупкого» квадрата [55]. Неоднородность разномасштабных структур – одна из причин появления брака материала, которое сопровождается аномалиями их разрушения. Это напрямую связано с субъективностью методов оценки качества (например, оценка дефектов слитков по ОСТ, испытания падающим грузом и т.п.).

Для оценки скученности (скопления ямок) в данной работе было предложено построение многоугольников (полиэдров) Вороного (рисунок 59). Учет формы и размеров объектов значительно усложняет алгоритм и затраты компьютерного времени для их построения. В этом случае каждая ячейка диаграммы Вороного будет включать в себя объемный объект и некоторую область вокруг него, все точки которой ближе к границе этого объекта, чем к границе какого-либо другого для данного изображения [117]. Полиэдры, учитывающие форму объекта, при этом будут иметь криволинейные ребра с выпуклостью в сторону объекта большей площади. На первом этапе переводили

исходное изображение (в оттенках серого) в черно-белое (матрица вида «0-1»). Порог бинаризации варьировали от 1 до 255. Для оптимального выбора порога была построена зависимость суммарной площади темных объектов (ямок) от суммы их периметров при изменении уровня бинаризации (рисунок 59, б). «Нос» С-образной кривой дал оптимальный порог бинаризации.

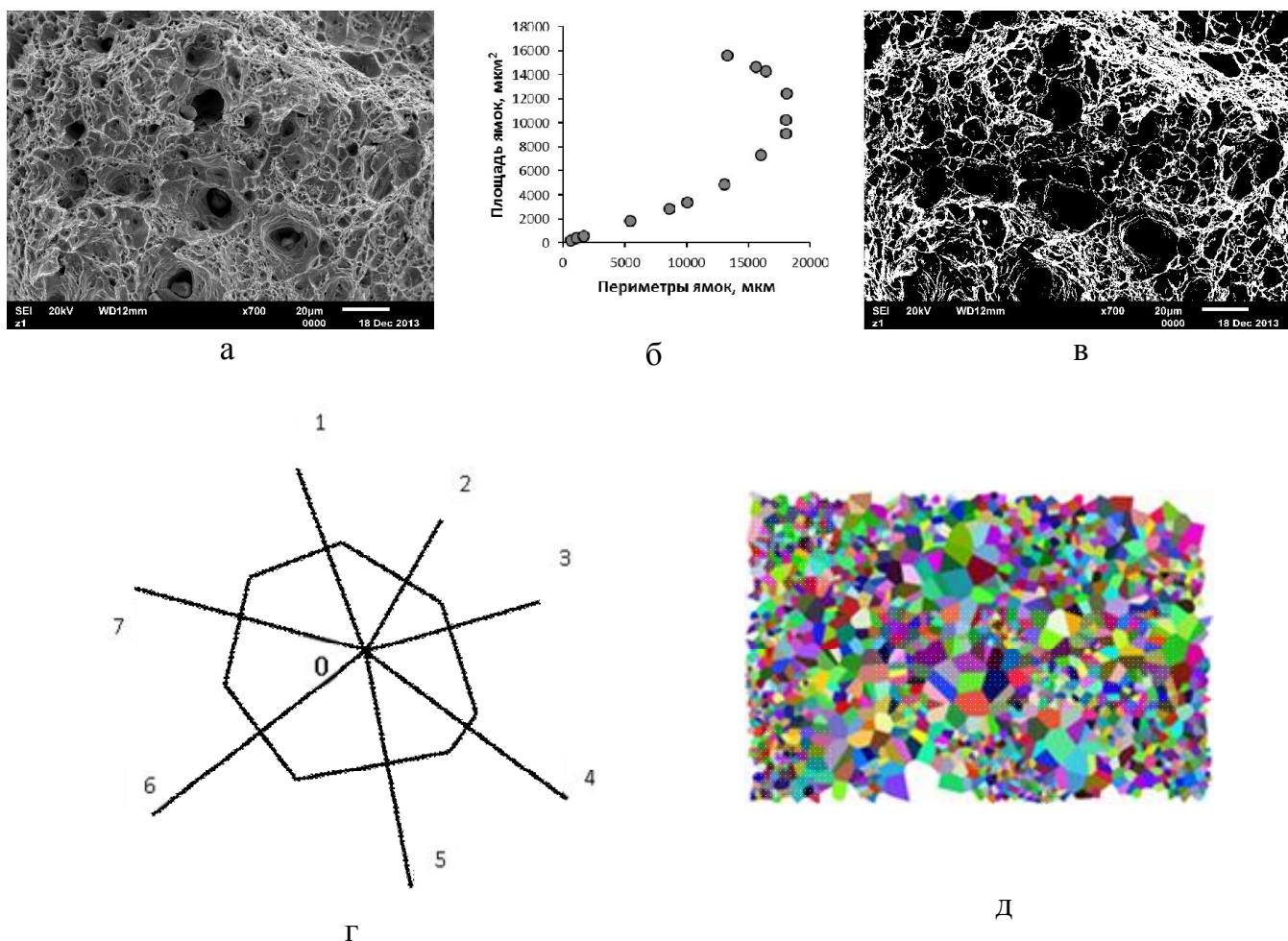


Рисунок 59 – Исходная панорама излома (а); соотношение суммарных площадей и периметров ямок в зависимости от уровня контраста (б); бинарное изображение (в), разбиение пространства на полиэдры Вороного (г, д), излом Z-образца на растяжение, сталь 09Г2С

Процедура выделения границ ямок включала в себя, при необходимости, операцию заполнения разрывов в их контурах (в 5-10 % случаев) – на основе анализа

кривой распределения интенсивности яркости на первичном изображении (см рис. 27). При выделении контуров на изображении на белом фоне присутствовали черные объекты (шум), площадью от одного до 3...4 пикселей малые, по сравнению с исследуемыми объектами. Их удаляли с помощью специальных фильтров.

Очевидно, что при выборе размера анализируемой панорамы (обеспечивающего воспроизводимость получаемых результатов) необходимо учитывать и распределение ямок по размерам [118]. Классические гистограммы распределения площадей ямок (рисунок 60 а), не учитывают долю площади, занимаемой в изломе ямками каждого размерного диапазона. Доля площади, занимаемой крупными ямками, может быть достаточно велика (рисунок 60 б).

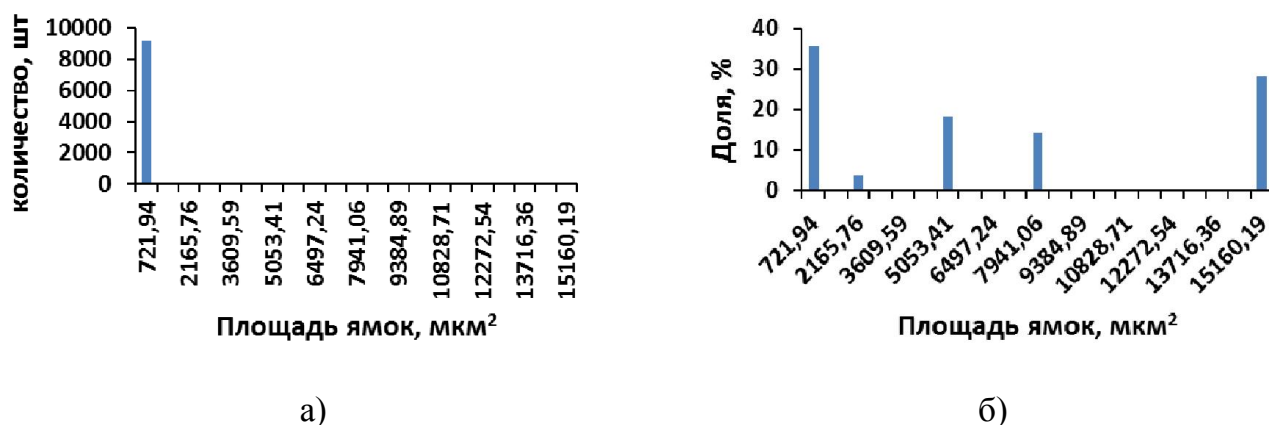


Рисунок 60 – Пример распределения ямок по площадям в зависимости от их количества (а) и доли площади, занимаемой ямками каждого размерного диапазона (б), излом ударного образца из стали 40Х2Н2МА

Для обоснования минимального размера анализируемой площади изображения проводили сопоставление статистики полиэдров Вороного для изломов различных образцов, полей зрения (кадров), вырезанных из различных мест панорам (в пределах отдельного образца). Показано, в частности, что количество полиэдров прямо пропорционально связано с размером поля зрения (рисунок 61).

Каждое поле зрения (кадр) было разбито на фрагменты (последовательно изменяемой площади) для оценки зависимости характеристик полиэдров от масштаба

их измерения (от минимального фрагмента до размера кадра). Далее с этой же целью последовательно увеличивали площадь каждого кадра вплоть до совпадения с панорамой (рисунок 62 а и б).

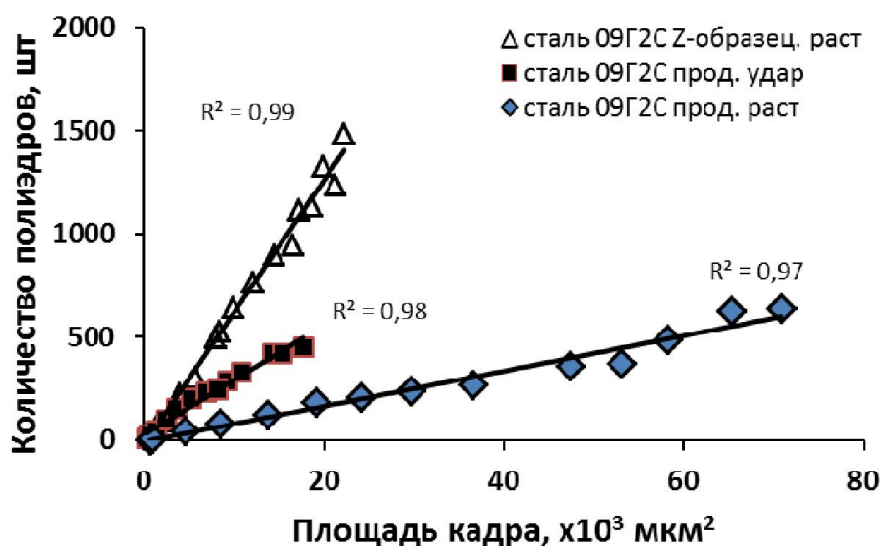


Рисунок 61 – Пример зависимости числа полиэдров от площади поля зрения, изломы образцов на растяжение и удар из стали 09Г2С

Проверка кадров с панорамой на однородность по критерию Колмогорова-Смирнова дала представление об условиях получения воспроизводимых результатов (рисунок 62 в). Как правило, с увеличением площади фрагмента величина критерия уменьшается и выходит на насыщение. Это признак достижения такой площади изображения, при которой обеспечивается воспроизводимость получаемых характеристик полиэдров Вороного. Показано, что в зависимости от увеличения, конкретного строения излома, минимальный размер кадра может колебаться в широком диапазоне. В работе воспроизводимость получаемых характеристик (площадь полиэдров и число соседей) обеспечивалась при построении полиэдров в масштабах (допустимый размер) от $11-12 \times 10^3$ (изломы продольных ударных образцов из стали 09Г2С, $\times 800$; Z-образец, $\times 700$) до $900-1000 \times 10^3$ мкм² (сталь 15Х2НМФА, $\times 130$).

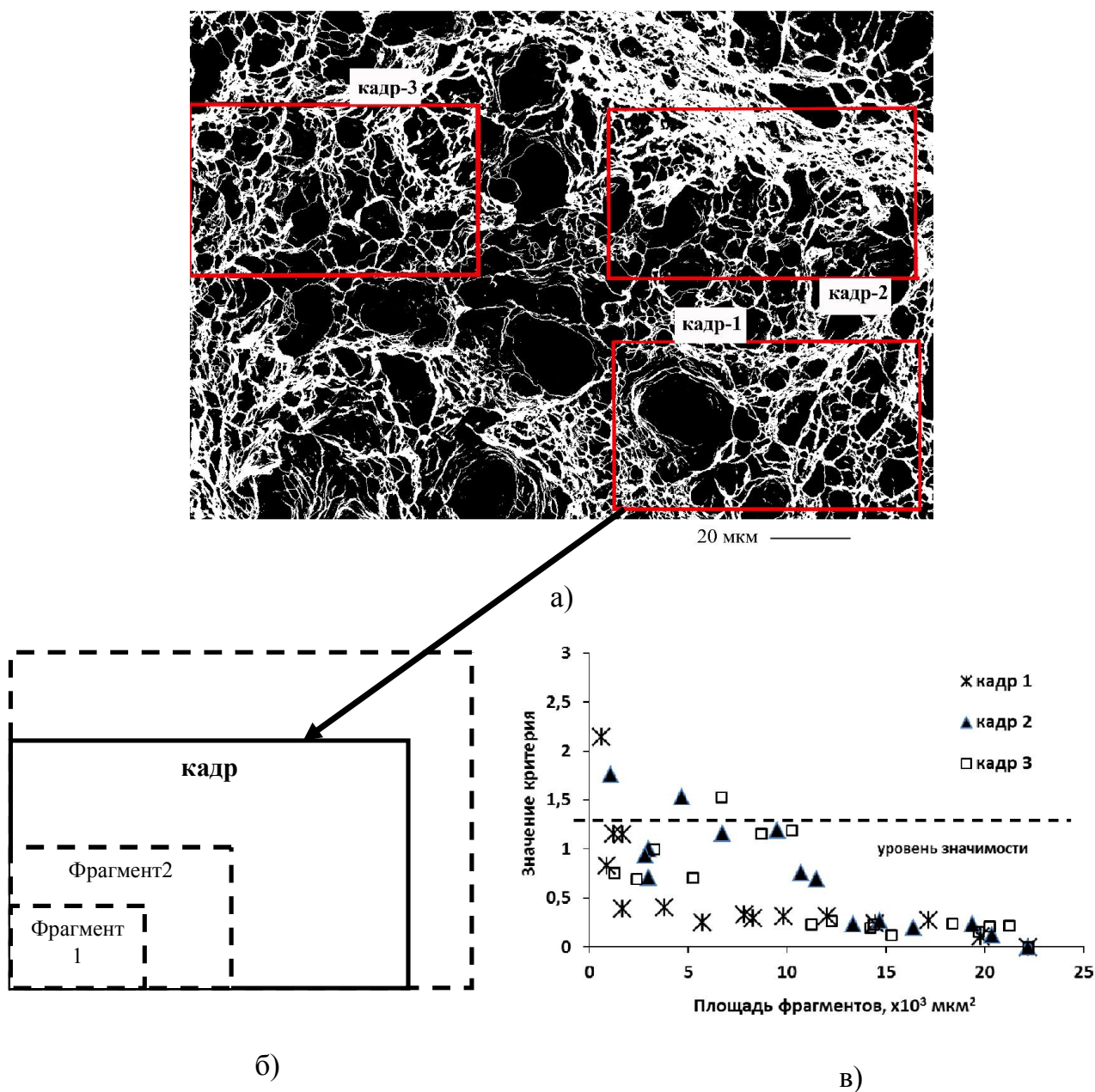


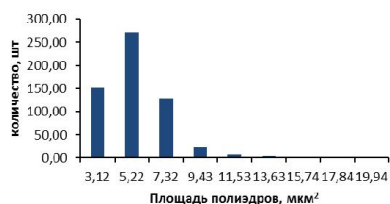
Рисунок 62 – Схемы вырезки кадров из панорамы (а) и последующего их деления на участки меньшей площади - фрагменты (б) с целью построения полиэдров Вороного, на каждом из фрагментов и сопоставления гистограмм распределения значений площадей полиэдров в пределах фрагментов (для каждого из трех кадров) на основе критерия Колмогорова-Смирнова (в), сталь 09Г2С Z-образец

Проверка вида распределения площадей полиэдров изломов всех образцов стали 09Г2С показала, что для изломов образцов на растяжение оно преимущественно логнормальное, для ударных – может быть и экспоненциальным (таблица 11). Такие же закономерности наблюдались и для изломов других сталей.

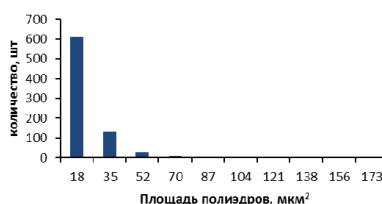
Таблица 11 – Значения критериев Колмогорова-Смирнова и вид проверяемого распределения по площади полиэдров для всех образцов стали 09Г2С

Образец	поле зрения	Значение критерия Колмогорова-Смирнова $\sqrt{n}d$				Результат проверки (уровень значимости 0,05)
		Нормальное	Экспоненциальное	Логнормальное	Гамма	
Z-образец на растяжение	1	6,17	6,43	0,88	2,66	логнормальное
	2	6,67	6,25	1,15	3,10	логнормальное
	3	5,10	1,80	0,43	0,87	логнормальное, гамма
	4	1,89	2,93	0,66	1,29	логнормальное, гамма
Продольный на растяжение	1	2,40	1,66	0,43	1,40	логнормальное
	2	3,46	1,49	0,32	1,04	логнормальное, гамма
Ударный	1	2,12	0,50	0,21	0,72	логнормальное, гамма, экспоненциальное
	2	4,06	1,51	0,64	1,65	логнормальное, экспоненциальное

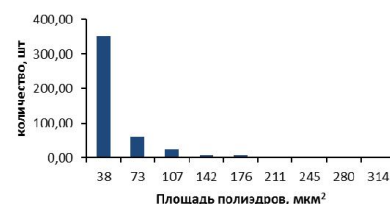
Оценка распределения полиэдров по площадям (рисунок 63), числу соседей (рисунок 64), расстоянию между ближайшими ямками (рисунок 65) дали представление о статистике размещения ямок в изломе.



а)



б)



в)

Рисунок 63 – Пример распределения полиэдров по площадям: а – сталь 38ХНЗМФА; б – сталь 16Г2АФ и в – сталь 09Г2С (изломы ударных образцов)

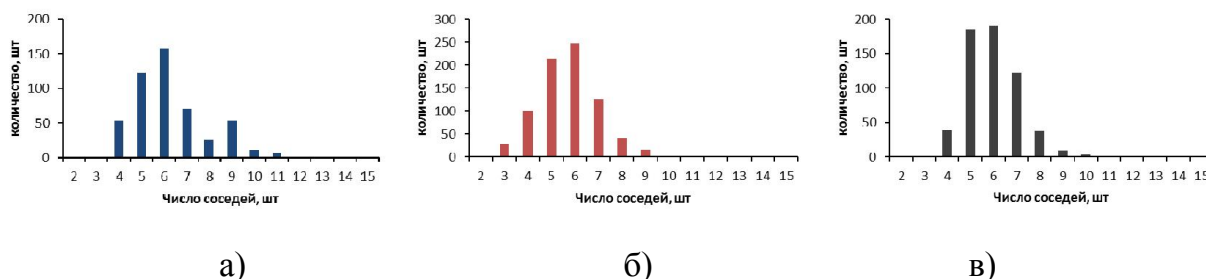


Рисунок 64 – Пример распределения полиэдров по числу соседей: а – сталь 38ХНЗМФА; б – сталь 16Г2АФ и в – сталь 09Г2С (изломы ударных образцов)

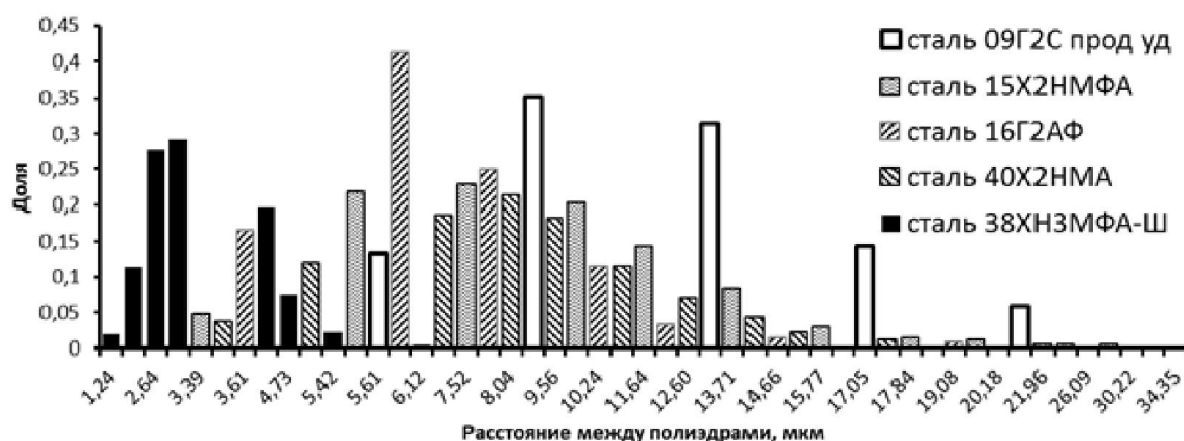


Рисунок 65 – Пример распределения полиэдров по расстоянию до ближайших соседей (изломы ударных образцов разных сталей)

Из полученных результатов следует, что разбиение пространства (2D-изображение изломов) на полиэдры Вороного может быть полезно для оценки различий в размещении ямок в изломе. В частности, величина коэффициента асимметрии для гистограмм, оценивающих число соседей полиэдров в сопоставлении с распределением ямок по размерам, дает возможность оценить степени опасности скоплений ямок с учетом их размеров.

5 Совместное влияние различных факторов на образование вязкого излома

Накопленная статистика измерений геометрии рельефа поверхности разрушения средствами 2D и 3D размерности была использована при сопоставлении вязкости сталей с различной структурой (сорбит отпуска в сорте, феррито-перлитная полосчатость в листе, дальние последствия сохранившейся дендритной структуры в крупных поковках), для различных схема испытания (растяжение, удар) и вырезки образцов (долевые, тангенциальные и Z-образцы). С учетом полученного типа распределения значений геометрических параметров рельефа предложено проводить сопоставление различных выборок с использованием критерия Колмогорова-Смирнова.

Показано, что колебания ударной вязкости (в связи с различным состоянием поставки и, как следствие, структур) при качественно однотипном ямочном механизме разрушения (идентифицируемом визуально) определяется рядом различий в строении изломов. Для сталей с различной ударной вязкостью наблюдается разница в величине коэффициента асимметрии в эмпирических распределениях числа соседей ямок, определяемых на основе разбиения пространства на полиэдры Вороного, когда большему числу соседей соответствуют ямки большего масштаба (рисунок 66).

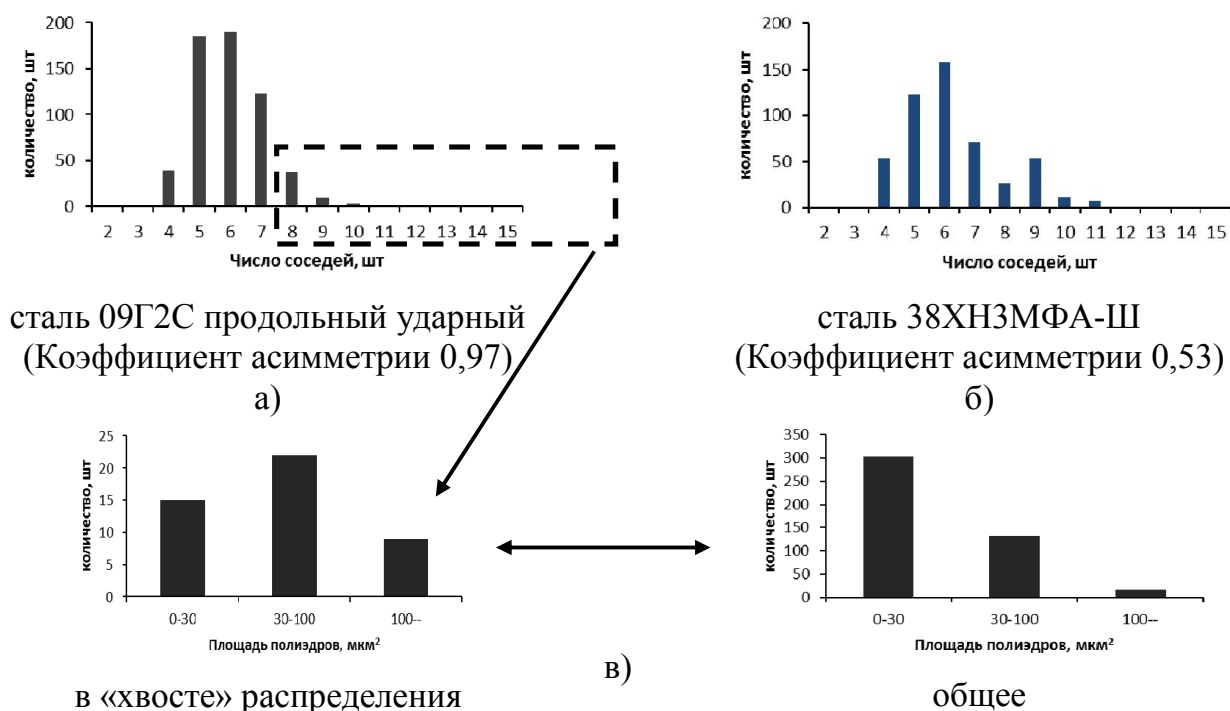


Рисунок 66 – Асимметричность распределений числа соседей ямок для сталей с различным уровнем ударной вязкости (а, б), соотношение крупных ямок на «хвосте» одного из них (в)

Следует отметить, что для образцов с различной ударной вязкостью в целом характерно несовпадение эмпирических распределений результатов измерения параметров геометрии вязкого излома (диаметр и глубина ямок, толщина перемычки между смежными ямками). Увеличению степени асимметричности распределений полиэдров Вороного по числу соседей, для исследуемых изломов соответствует уменьшение доли перемычек в изломе (рисунок 67). Это означает, что в том случае, если причиной образования больших ямок не являются крупные включения, то их скопления в изломе в сочетании с тонкими перемычками между ними указывает на существенный вклад пластической деформации в слиянии смежных пор при вязком разрушении.

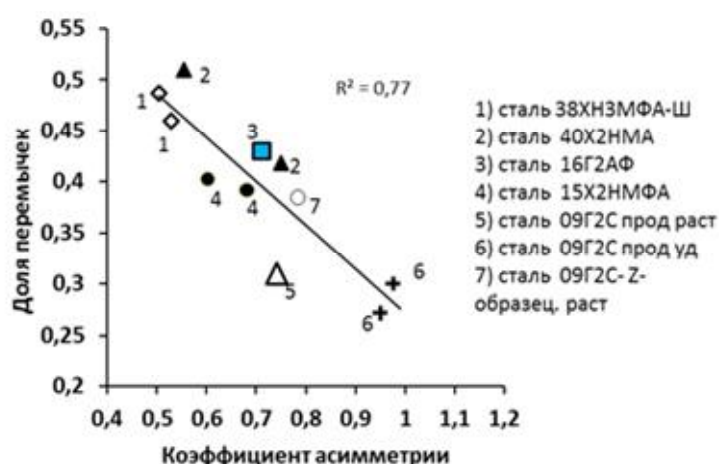


Рисунок 67 – Связь коэффициента асимметрии с общей долей перемычек для аналогичных распределений всех исследуемых сталей

Этим объясняется взаимосвязь между долей, занимаемой перемычками в изломах и уровнем ударной вязкости и пластичности исследуемых в работе сталей (рисунок 68). По этой же причине существенно важна форма перемычки между смежными ямками, их образование срезом более благоприятно с точки зрения повышения ударной вязкости, чем разрушение мезоотрывом (рисунок 69). Изменение доли перемычек, разрушающихся по механизму мезоотрыва $v_{\text{мо}}$ (в сопоставлении с их разрушением срезом $v_{\text{ср}}$): $v_{\text{мо}}/v_{\text{ср}}$ варьировалось в диапазоне от 0,65 до 1,9.

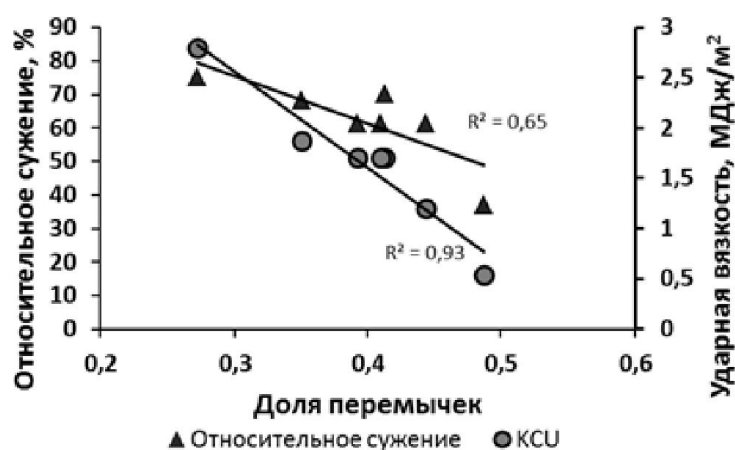


Рисунок 68 - Соотношение значений ударной вязкости, пластичности и доли перемычек между смежными ямками в вязких изломах

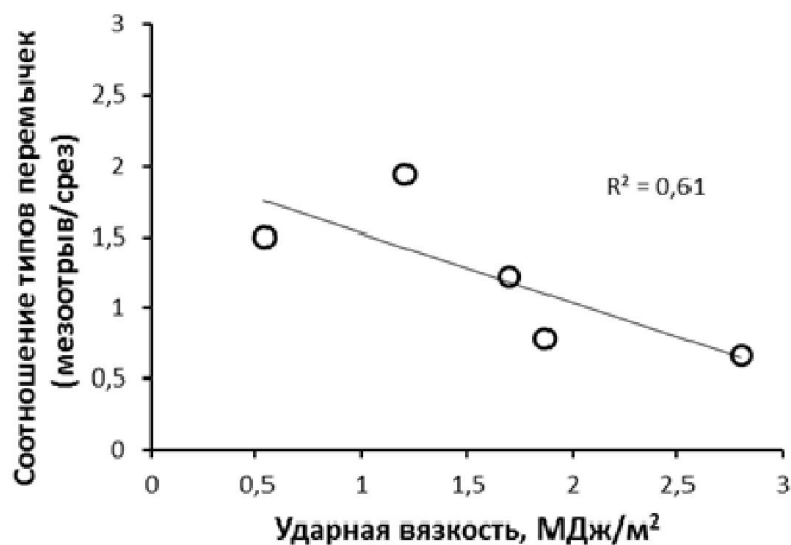


Рисунок 69 - Соотношение типов перемычек и ударной вязкости

Уменьшению толщины перемычки между смежными ямками сопутствует увеличение вязкости и пластичности (относительное сужение Ψ), в следующей последовательности: от сталей 38ХНЗМФА-Ш и 40Х2Н2МА к сталям 09Г2С (продольные образцы на удар и растяжение). Разрушение перемычек между смежными ямками, когда вязкость максимальна, происходит по линии действия касательных напряжений (разрушение срезом), перемычка разрушается мезоотрывом (протяженностью до 40-50 мкм) с образованием ямок микронного размера (до 5 – 10 штук). Различие в величине относительного сужения сталей, по-видимому, определяет вклад микропластической деформации, предшествующей слиянию смежных пор, в формирование уровня работы распространения трещины по дну макрохрупкого квадрата

Таким образом, результаты работы свидетельствуют об информативности измерения геометрии вязких изломов для описания причин различий вязкости конструкционных сталей. Очевидно, что при накоплении достаточной статистики наблюдений в их измерение можно ввести количественные меры и стандартизировать их.

Полученные результаты прямо отражают роль структуры металла и его загрязненности включениями на развитие вязкого разрушения. Отсюда реальный путь к выявлению структурных факторов, лимитирующих сопротивление стали вязкому разрушению и разработке практических рекомендаций, направленных на повышение однородности качества металлопродукции. Полученные результаты, в частности, указывают на необходимость развития количественных методов описания структур для полноценной реконструкции механизмов разрушения конструкционных сталей и управления качеством металла.

Основные выводы

1. Из массовых измерений 2D и 3D геометрии вязких изломов сталей с различными типами структур (сорбит отпуска, феррит-перлитная полосчатость, остатки дендритной структуры), схем испытания (на удар и статическое растяжение, при вырезке образцов вдоль и поперек направления прокатки, тангенциально в поковке), выделены параметры рельефа, позволяющие выявить различия в уровне вязкости металла (глубина и диаметр ямки, толщина перемычки между смежными ямками). Для оценки неоднородности размещения ямок в изломе использована статистика полиэдров Вороного (распределение полиэдров по площадям, числу соседей и расстоянию между ямками);

2. Для компьютеризированных процедур измерения морфологии изломов определен минимальный масштаб наблюдения и уровень разрешения, обеспечивающие воспроизводимость результатов.

3. Сопоставление статистики распределения ямок по размерам и числу их соседей (по разбиению 2D-кадра на полиэдры Вороного) показало, что увеличение числа соседей большего размера в интервале 8...25 мкм и уменьшение толщины перемычек между смежными ямками сопутствует росту ударной вязкости и пластичности в 5 и 2 раз соответственно.

4. Колебания ударной вязкости при качественно однотипных ямочных изломах сопровождаются следующими различиями в его геометрии:

- Изменениями диаметра и глубины ямок и толщины перемычки между смежными ямками;
- Уменьшению доли перемычек, разрушающихся по механизму мезоотрыва (в сопоставлении со срезом) соответствует повышение ударной вязкости;

5. При феррито-перлитной полосчатости (лист из стали 09Г2С) различие пластичности феррита и перлита проявляется в ступенчатом профиле стенки крупных ямок изломов Z-образцов и увеличении величины соотношения между глубиной и диаметром ямок в 1,5 раза (по сравнению с долевыми образцами).

Список цитируемых литературных источников

1. Сталь на рубеже столетий. Под научной редакцией Ю.С. Карабасова. 2001. С.469-485.
2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // ДиРМ. 2010. № 1. С. 38-44.
3. Штремель М.А. Разрушение. В 2 кн. Кн. 1. Разрушение материала : моногр. –М.: Изд. Дом МИСиС, 2014.–670 с.
4. Авдеенко А.М. К содержательной теории прочности // Технология металлов 2012, №6, с.9.
5. Крупин Ю.А., Сухова В.Г.. Компьютерная металлография. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2009.
6. Штремель М.А. Возможности фрактографии // МиТОМ. 2005. №5. С.35-43.
7. Иванова В.С. Разрушение металлов. М.: Металлургия, 1979, 167 с.
8. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. М.: Металлургия 1971, 264 с.
9. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Изд. 3, в 2-х частях. М., "Машиностроение", 1974.
10. Ротштейн В.П. Разрушение материалов и испытания на ударную вязкость: Методических указания. Томск: Издательство ТГПУ, 2008. 28 с.
11. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов, 1984, 280 с.
12. McClintock F.M. // International Journal of Fracture Mechanics, 1968, 4, P.101
13. Брок Д. Основы механики разрушения. Пер. с англ. – М.: Высш. школа, 1980. – 368 с.
14. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций / Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина, Н.А. Клевцова и др.- М.: МИСиС, 2007.
15. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. - 328 с.
16. Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. Пер. с англ. Д.В. Лаптев. М.: Металлургия, 1978. 256 с.

17. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов, 3-е изд. М. МИСиС, 1998.
18. Штремель М. А. Разрушение // Соросовский образовательный журнал. – 1997. – №4. – С. 91–98.
19. Разрушение Т.1 Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения. Пер. с англ. под ред. А.Ю. Шиминского - М.: Мир 1973.
20. Кудря А.В. Возможности и перспективы информационных технологий в управлении качеством металла// Электromеталлургия. – 2002. – №9. – С. 35-42.
21. Бичем К.Д. Микропроцессы разрушения // Разрушение. М.: Мир, 1973. Т.1 с. 265-375.
22. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986.
23. Фрактография - средство диагностики разрушенных деталей. М.А. Балтер, А.П. Любченко, С.И. Аксенова и др. М.: Машиностроение, 1987. 160 с
24. Губенко С. И. Трансформация неметаллических включений стали. – М. : Металлургия, 1991.– 225 с.
25. Лахтин Ю.М. Основы металловедения. М.: Металлургия, 1988. 320 с.
26. Кузеев И.Р., Баширов М.Г. Электромагнитная диагностика оборудования нефтехимических и нефтеперерабатывающих производств. - Уфа: Изд-во УГНТУ, 2001. - 294 с.
27. Гордеева Т. А., Жегина И. П. Анализ изломов при оценке надежности материалов – М.: Машиностроение, 1978. – 200 с.
28. Термическая обработка в машиностроении: Справочник/ Под ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. — М.: Машиностроение, 1980. — 783 с.
29. Грант Н. Дж. Межкристаллитное разрушение при высоких температурах. — В кн.: Атомный механизм разрушения. Материалы международной конференции по вопросам разрушения в 1959 г. в Свомпскотте. Пер. с англ. Под ред. М. А. Штремеля. М., Металлургиздат, 1963, с. 575—592.
30. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. - М.: Наука, 1989. – 230 с.

31. Ежов А.А., Герасимова Л.П. Дефекты в металлах. Справочник-атлас. – М.: Русский университет, 2002. 360 с.
32. Штремель М.А. Проблемы металлургического качества стали (неметаллические включения) // Металловедение и термическая обработка металлов. 1980. № 8. С. 2-6.
33. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. Микрорельеф вязкого разрушения // V Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: Материалы конференции.- Т. 1. 12-14 марта 2008 г. Оренбург, Россия / Науч. ред. С.Н. Летута, Г.В. Клевцов: Изд-во ГОУ ОГУ, 2008.–С. 55-60.
34. РД-50-672-88. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов.– Переизд. Февр. 1989 с изм. 1.– М.: Изд-во стандартов, 1989.
35. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения — СПб.: Политехника, 1993. — 391 с.
36. Сулима А.М. Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов, 1974, 256 с.
37. Ю. М. Лахтин. Металловедение и термическая обработка металлов. Учебник для вузов. 3-е изд. М., «Металлургия», 1983. 360 с.
38. Мороз Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов. – Л.: Машиностроение, 1984. – 112с.
39. Гумеров А.Г., Ямалеев К.М. и др. Трещиностойкость металла труб нефтепроводов. М.: ООО "Недра-Бизнесцентр", 2001. - 231 с.
40. Механика разрушения и прочность материалов / Справочное пособие под ред В.В. Панасюка В 4-х т. — Киев: Наукова думка, 1988-1990.
41. Anderson T.L. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications. — Boca Raton: CRC Press. — 1991. — 793 с.
42. Геллер Ю. А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. - М. : Металлургия, 1983.
43. Мерсон Д.Л. Перспективные материалы. Том 1. 2006. С.397-415.

44. Бернштейн М.Л., Рахштадт А.Г. Металловедение и термическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1961.
45. Пью С. Фрактография в связи с вязкостью разрушения и структурой. Вязкость разрушения высокопрочных материалов. Перевод с англ. Под ред. М.Л. Бернштейна-М.: Металлургия, 1973.
46. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И. Изломы конструкционных сталей: Справочник – М.: Металлургия, 1979.
47. Степанов А.В. Основы практической прочности кристаллов. М., «Наука», 1974. 132 с. с ил.
48. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Марков Е.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. Наблюдение и измерение характеристик структур, пластичности и вязкости в конструкционных сталях // Металловедение и термическая обработка металлов.–2009.–№ 5.–С. 60-67.
49. Энгель А., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. Справочник. Пер. с нем. – М. Металлургия, 1986. 231 с.
50. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Неоднородность разномасштабных структур и вязкость конструкционных сталей // Известия РАН. Серия "Физическая".–2004.–Т. 68.– № 10.–С. 1495.
51. Кудря А.В. Роль разномасштабных структур в обеспечении пластичности и вязкости структурно-неоднородных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. - № 5. – С. 18-23.
52. Байбурин В. В., Волков Ю. П. , Семенов Б. К. // Заводская лаборатория. 2000. №12.
53. Кудря А.В. В кн. Перспективные материалы. Структура и методы исследования. Уч. пособие. 2006. Изд-во ТГУ, МИСиС. С.397-416.
54. Кудря А.В., Кузко Е.И., Соколовская Э.А. // Национальная металлургия. 2000. №2. с. 44.
55. Скородумов С.В. Сопоставление структуры и вязкости конструкционных сталей: Дис...канд. техн. наук.– М., 2011.– 24с.

56. Рыбин В.В., Лихачев В.А. Статистика микротрещин на вязких (чашечных) изломах // Физика металлов и металловедение. – 1977, т.44, вып.5.
57. Горицкий В.М., Гусева И.А. Влияние размера частиц дисперсной фазы на микротвердость чашечного излома // 1978, т.45, №5.
58. Штремель М.А., Кудря А.В., Иващенко А.В. Непараметрический дискриминантный анализ в задачах управления качеством // Заводская лаборатория. Диагностика материалов.–2006.–Т. 72.–№ 5.–С. 53- 62.
59. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в сталях / С.И. Губенко, В.В. Парусов, И.В. Деревянченко. - Дн-ск: АРТ-ПРЕСС, 2005. - 532 с.
60. Гуртов В.А., Осауленко Р.Н. «Физика твердого тела для инженеров: учеб. пособие» Издание 2-е, доп. – М.: Техносфера, 2012. – 560 с.
61. Гольдштейн М.И., В.М.Фарбер. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия 1979.
62. Садовский В.Д. Структурная наследственность в сталях. М.: Металлургия, 1973.
63. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Войткун Ф. Материаловедение.1999.
64. Штремель М. А. , Алексеев И. Г. , Кудря А. В. // Известия РАН. Металлы. 1994. №2. С. 96-103.
65. Кудря А. В., Соколовская Э. А., Салихов Т. Ш. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2009. № 5. С. 41-44.
66. Мерсон Д. Л. Перспективные материалы. Том 2. 2007. С.283-304.
67. Э. Гудремон Специальные стали. – М.: Металлургия, 1966. – 1274 с.
68. Салихов Т.Ш. Факторы неоднородности качества листовых сталей и методы их оценки: Дис...канд. техн. наук.– М., 2009.– 24с.
69. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М., Сухова В.Г. 3D-реконструкция изломов на разных масштабных уровнях измерения для прогноза вязкости материалов // В сб. тезисов II-й Международной школы "Физическое материаловедение" и XVIII Уральской школы металловедов-термистов "Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов", 6-10 февраля 2006 г., г. Тольятти, Россия.–С. 12

70. Ежов А.А., Герасимова Л.П. Разрушение металлов. М: Наука.2004
71. Mathcad 6.0 PLUS. Финансовые, инженерные и научные расчеты в среде Windows 95.
72. Прочность неоднородных структур. Тезисы / С. А. Никулин, Э. А. Соколовская, А. В. Кудря и др. – М.: Альянс Пресс, 2012.
73. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. – 2013. – 4 (76). – С. 143-153.
74. Кудря А.В., Штремель М.А. О достоверности анализа данных в управлении качеством // Металловедение и термическая обработка металлов.–2010.–№ 7.–С. 50-55.
75. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Скородумов С.В. Ограничения классической статистики при аттестации и управлении качеством конструкционной стали // Изв. Вузов. Черная металлургия.–2010.–№ 11.
76. Штремель М. А., Кудря А. В., Бочарова М. А., Пантелеев Г. В. К происхождению пилообразного рельефа вязких изломов. // Физика металлов и материаловедение. 2000. Т. 90. № 5. С. 102-112.
77. Разрушение: монография. Т.6. Разрушение металлов / Ред. Г. Либовиц; пер. с англ. В.А. Займовского и Д.В. Лаптева; Под ред. М.Л. Бернштейна . - Пер. изд.: Fracture. - М. : Металлургия, 1976. - 496 с.
78. Финкель В. М. Физические основы торможения разрушения. М., Металлургия, 1977. - 360 с.
79. ГОСТ 1778-70. Металлографические методы определения неметаллических включений.– Переизд. Март 2011 с изм. 1.– М.: Изд-во стандартов, 2011.
80. Reti T., Somogyi Sz., Tardy P. Automatic cleanliness rating of steels using image analyzer and inclusion charts. Met. Techn. 1984, v.11, N4, p.138.
81. Thompson A.W., Weihrauch P.F. Ductile fracture: nucleation at inclusions. Scripta Met., 1976, v.10, N2, p.205.
82. Goods S.H., Brown L.M. The nucleation of cavities by plastic deformation. Acta Met., 1979, v.27, N1, p.1.

83. Garrison W.M. A micromechanistic interpretation of the influence of undissolved carbides on the fracture toughness of a low alloy steel. Scripta Met., 1986, v.20, N5, p.633.
84. Haynes M.J., Gangloff R.P. Temperature-dependent void-sheet fracture in Al – Cu - Mn – Ag - Zr. – Met. Mat. Trans., 1998, v.29A, N6, p.1599.
85. Черменский О.Н., Ковалев В.В. Методы оценки содержания неметаллических включений в стали. МиТОМ, 1995, №3, с.8.
86. Смирнов М.А. Основы термической обработки стали/ М. А. Смирнов, В. М. Счастливцев, Л. Г. Журавлев. - М.: Наука и технологии. - 2002. – 510 с.
87. Явойский В.И., Близнюков С.А., Вишкарёв А.Ф., Горохов Л.С., Хохлов С.Ф., Явойский А.В. Включения и газы в сталях. - М.: Металлургия, 1979.
88. Штремель М.А. Зернограничное разрушение // МиТОМ. – 1988. - №11.
89. Статическая прочность и механика разрушения сталей / Под ред. В. Даля, В. Антона.— М.: Металлургия, 1986.— 566 с.
90. Боровушкин И.В. Макроскопический анализ металлов: метод. руководство к лабораторным и практическим занятиям. Сыкт. лесн. ин-т. – Сыктывкар, 2008. – 16 с.
91. ГОСТ 10243-75. Методы испытаний и оценки макроструктуры.– Переизд. Февр. 1985 с изм. 1.– М.: Изд-во стандартов, 1985.
92. ГОСТ 1414-75. Прокат из конструкционной стали высокой обрабатываемости резанием. Технические условия. Переизд. Май 2011 с изм. 1.– М.: Изд-во стандартов, 2011.
93. Мельниченко А.С. Статистический анализ в металлургии и материаловедении: Учеб. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2009.
94. Кобзарь А. И. Прикладная математическая статистика. Справочник для инженеров и научных работников. — М.: Физматлит, 2006.
95. Цейтлин Н. А. Из опыта аналитического статистика. — М.: Солар, 2006. — 905 с.
96. Фонштейн Н.М., Борцов А.Н., Жукова Е.Н. Применение автоматического анализатора изображений для количественной микрофрактографии вязкого разрушения // Заводская лаборатория. 1983. № 8. С. 66-70.

97. Медведев В.В., Мочалов Б.В., Максимова О.В. и др. Оценка конструктивной прочности стали 40Х2Н2МА, выплавленной из первородной шихты // Сталь. 1983. № 10. С. 77-79.
98. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Кудрявцев Д.В., Скородумов С.В., "Совместное измерение разномасштабных структур при оценке причин неоднородности вязкости" // Изв. вузов. Черная металлургия 2009. № 5.
99. Арсенкин А.М., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Теплухина Н.С. Хорева Е.Г. «Оценка риска неоднородности структур в конструкционной стали по наблюдениям изломов» Известия Высших учебных заведений. Черная металлургия. №11, 2009. С. 40-43.
100. Ланская, К.А. Микролегирующие и примесные элементы в низколегированной хромомолибденованадиевой стали / К.А. Ланская, Л.В. Куликова, В.В. Яровой. – М.: Металлургия, 1989. – 176 с.
101. Материалы в машиностроении: справочник. Т. 2: Конструкционная сталь / под общей ред. И.В. Кудрявцева. – М.: Машиностроение, 1967. – 496 с.
102. Композиционные материалы в 8 т.: пер. с англ. / ред. Л. Браутман, Р. Крок. - М.: Мир, 1978. Т. 5 : Разрушение и усталость: пер. с англ. / ред. Г.П. Черепанова. - 1978. - 488 с.
103. Горицкий В.М., Шнейдеров Г.Р., Лушкин М.А. О природе анизотропии ударной вязкости конструкционных сталей с ферритно-перлитной структурой Физика металлов и металловедение // 2013. Т. 114. № 10. С. 954.
104. Никитин Я.Ю. Асимптотическая эффективность непараметрических критериев. М.: Физматлит, 1995. – 240 с.
105. Кудря А.В., Бочарова М.А., Лаговская Г.Ю. В сб. трудов XXXV семинара «Актуальные проблемы прочности». Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов. Часть 2. Псков. 1999. С. 523 – 528.
106. Мельник В.Н. Фотограмметрическая обработка снимков, полученных на растровом электронном микроскопе // автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук, Москва, 1981, 28 с.

107. Фрактография и атлас фрактограмм: Справ. изд. Пер. с англ. / Под ред. Дж. Феллоуза. М.: Металлургия, 1982. 490 с.
108. Прочность неоднородных структур. Тезисы / С. А. Никулин, Э. А. Соколовская, А. В. Кудря и др. – М.: Альянс Пресс, 2012.
109. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. Челябинск: Металлургия. Челябинское отделение, 1988. 400 с.
110. Bodimeade A.H., O'Brien R.N., Jack D.N., Nutting J. // Proc.conf. on inclusions and their affect on steel properties. Leeds: British Steel Corp., 1974.
111. O'Brien R.N., Jack D.N., Nutting J. // Heat Treatment. L.: The Metal Soc., 1976. P.161-168.
112. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник. М.: Металлургия, 1986. 232 с.
113. Штремель М. А. Вязкость разрушения структур с разномасштабными включениями // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 99, № 4. С. 16—25.
114. Голубцов В. А., Воронин А. А., Тихонов Л. Л. Решение проблемы повышения коррозионной стойкости стали для труб в сталеплавильном производстве// Трубопроводный транспорт. Теория и практика. 2005. № 2. С. 30–35.
115. Alp T., Dogan B., Davies T. J.: The effect of microstructure in the hydrogen embrittlement of a gas pipe line steel // Journal of material science. 1987. № 22. P. 2105– 2112.
116. Paul S. K., Ray A. Influence of Inclusion Characte ristics on the Formability and Toughness Properties of a Hot-Rolled Deep-Drawing Quality Steel // Journal of Materials Engineering and Performance, February 1997. P. 27–34.
117. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. Деформация. М.: Металлургия. - 1997. - с.527.
118. 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 // МиТОМ. 2015. № 4. С. 12-18.

119. 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.

120. Арсенкин А.М. Оценка неоднородности вязкости конструкционных сталей по измерению строения изломов средствами различной размерности. Дисс. ...к.т.н.. М. МИСиС. 2009. 109 с.

121. Кудря А. В, Соколовская Э. А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Ле Хай Нинь. Развитие процедур измерения неоднородности структур и разрушения (по геометрии излома) для классификации сталей по вязкости // "Вектор науки ТГУ".–2013.–№ 3.–с.198 -201.

122. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Arsenkin A.M., Le Hai Ninh, Trachenko V.A. Elaboration of ductile fracture model of steels on the basis of measurement of fracture surface topography // Proceedings of Thirteenth International ASTM/ESIS Symposium on Fatigue and Fracture Mechanics, Jacksonville, FL, USA, November 13-15 2013.

123. Соколовская Э.А., Кудря А.В., Ле Хай Нинь, Траченко В.А., Сидорова Н.И., Бокарева Е.Н. Оценка закономерностей строения 3D-рельефа вязких изломов улучшаемых сталей // Сборник трудов VI-ой Евразийской научно-практической конференции "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2012), 17-19 апреля 2012 г.– М.: Издательство "Альянс Пресс", 2012.–С. 167.

124. Скородумов С.В., Папина К.Б., Траченко В.А., Ле Хай Нинь, Федоров М.И. Перспективы измерения морфологии изломов для сопоставления по вязкости материалов с разнородной структурой. В сб. научных трудов XIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара молодых ученых металловедов. Екатеринбург, 12 -16 ноября 2012 г. с.98-100.

125. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кузько Е.И., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Ле Хай Нинь. Развитие методов оценки неоднородности вязкости в сталях с разнородной структурой. В сб. материалов 53-й Международной научной

конференции «Актуальные проблемы прочности». УО «ВГТУ», ч.2. Витебск. 2012 г., с. 163-165.

126. Соколовская Э.А., Кудря А.В., Ле Хай Нинь, Траченко В.А., Сидорова Н.И., Бокарева Е.С. В сб. трудов конференции «Прочность неоднородных структур», М. НИТУ «МИСиС».2012. с. 167.

127. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Ле Хай Нинь. Совершенствование процедур измерения неоднородности структур и разрушения (по геометрии излома) для классификации сталей по вязкости // Физическое материаловедение: VI Международная школа с элементами научной школы для молодежи (Тольятти, 30 сентября - 5 октября 2013 года) : сб. материалов / отв. ред. А.А. Викарчук, Д.Л. Мерсон.–Тольятти: Изд-во ТГУ, 2013.–С. 23-24.

128. Соколовская Э.А., Кудря, А.В., Ле Хай Нинь, Сидорова Н.И. 3D-реконструкция рельефа вязких изломов средствами стереофотограмметрии для углубления представлений о механизме вязкого разрушения // Физическое материаловедение: VI Международная школа с элементами научной школы для молодежи (Тольятти, 30 сентября - 5 октября 2013 года): сб. материалов / отв. ред. А.А. Викарчук, Д.Л. Мерсон.–Тольятти: Изд-во ТГУ, 2013.–С. 24-25.

129. Соколовская Э.А., Ле Хай Нинь, Кудря А.В., Траченко В.А., Сидорова Н.И., Бокарева Е.С., Нго Нгок Ха. Изучение закономерностей строения рельефа вязких изломов конструкционных сталей средствами стереофотограмметрии // Сборник трудов VII-ой Евразийской научно-практической конференции "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2014), 22-24 апреля 2014 г.–М.: ПОЧЕРК МАСТЕРА, 2014.–С. 141.

130. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Ле Хай Нинь, Глазкова Ю.А., Чинь Хыу Чыонг. Измерения неоднородных структур в листовых сталях для определения причин разброса вязкости // Сборник трудов VII-ой Евразийской научно-практической конференции "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2014), 22-24 апреля 2014 г.–М.: ПОЧЕРК МАСТЕРА, 2014.–С. 188.