

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
«Пермский национальный исследовательский политехнический университет»

На правах рукописи

Шайманов Григорий Сергеевич

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И
ОСОБЕННОСТИ ИЗЛОМОВ УГЛЕРОДИСТЫХ И
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ**

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук,
Симонов Михаил Юрьевич

Пермь – 2023

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
Глава 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	12
1.1. Физические основы и технологические подходы к получению ультрамелкозернистых материалов.....	12
1.2. Диспергирование структуры металлических материалов деформационным воздействием.....	13
1.3. Диспергирование структуры конструкционных материалов методами термической обработки	18
1.4. Методы оценки трещиностойкости металлов.....	19
1.4.1. Классификация критериев трещиностойкости металлов.....	19
1.4.2. Критерии динамической трещиностойкости металлов.....	20
1.5. Современные методы оценки поверхности разрушения	22
1.6. Исследование зон пластического деформирования материала под поверхностью разрушения	29
1.7. Постановка цели и задач исследования	36
Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	39
2.1. Материалы для исследования	39
2.2. Методика термической и деформационно-термической обработки сталей ..	39
2.3. Методика металлографических исследований и определения размера зерна/субзерна	40
2.4. Методика определения твердости	41
2.5. Методика определения микротвердости	41
2.6. Методика исследования механических характеристик при растяжении	41
2.7. Методика определения ударной вязкости	42

2.8. Методика определения динамической трещиностойкости по результатам испытаний на маятниковом копре.....	42
2.9. Методика электронно-фрактографических исследований поверхности разрушения.....	43
2.10. Методика определения количественных характеристик расщеплений на поверхности изломов образцов конструкционных сталей	44
2.11. Методика определения количественных характеристик элементов поверхности разрушения.....	44
2.12. Выбор методики топографических исследований поверхности разрушения	44
2.13. Методика оценки параметров зон пластической деформации под поверхностью динамического разрушения	48
Глава 3. СТРУКТУРА, ТВЕРДОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	52
3.1. Результаты исследования структуры и твердости исходно закаленных и высокоотпущенных конструкционных сталей 09Г2С, 25 и 35Х после различных видов деформационно-термической обработки.....	52
3.2. Изменение прочности и пластичности сталей в результате проведения деформационно-термической обработки.....	68
3.3. Исследование изменения ударной вязкости и характеристик динамической трещиностойкости в результате проведения холодной радиальной ковки и последеформационных отжигов	73
ВЫВОДЫ ГЛАВЕ 3	85
Глава 4. ПАРАМЕТРЫ ПОВЕРХНОСТИ ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ	87

4.1. Исследование макро- фрактографических особенностей строения изломов конструкционных сталей, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке.....	87
4.2. Классификация элементов поверхности разрушения вязких изломов по типам и размерам.....	89
4.3. Количественные исследования элементов поверхности разрушения сталей 09Г2С, 25 и 35Х, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке.....	94
4.4. Микро-фрактографические особенности поверхности разрушения сталей, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке.....	98
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4	108
Глава 5. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗОН ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ПОВЕРХНОСТЬЮ ИЗЛОМОВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ	109
5.1. Исследование размеров зон пластической деформации под поверхностью динамического разрушения сталей 09Г2С, 25 и 35Х	109
5.2. Исследование размера и формы зон пластической деформации под поверхностью разрушения конструкционных сталей в области старта динамической трещины.....	118
5.3. Исследование распределения микротвердости в зоне пластической деформации под поверхностью разрушения конструкционных сталей, обработанных по различным режимам ДТО.....	127
5.4. Особенности микроструктуры сталей в зонах пластической деформации под поверхностью разрушения	133
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5	135
Глава 6. ВЗАИМОСВЯЗЬ ХАРАКТЕРИСТИК МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПАРАМЕТРОВ ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ СО СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫМ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ДТО.....	136

6.1. Сопоставительный анализ параметров динамической трещиностойкости, характеристик механических свойств и количественных параметров элементов поверхности разрушения конструкционных сталей.....	136
6.2. Влияние расщеплений на поверхности изломов конструкционных сталей на уровень ударной вязкости и параметры динамической трещиностойкости.....	142
6.3. Взаимосвязь параметров зон пластической деформации с рельефом поверхности разрушения и механическими характеристиками конструкционных сталей, обработанных по различным режимам ДТО	151
6.4. Влияние содержания углерода в исследуемых сталях, подвергнутых ДТО, на уровень характеристик механических свойств, параметры микрорельефа поверхности разрушения и зон пластической деформации	154
6.5. Прогнозирование характеристик механических свойств конструкционной углеродистой стали 35, подвергнутой деформационно-термической обработке	159
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 6	161
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	162
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	164
Список литературы	165
Приложение 1	182

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности.

Несомненно, хрупкое разрушение является наиболее опасным и поэтому, совершенно справедливо, преобладающая часть работ последних десятилетий направлена на изучение именно этого вида разрушения. В то же время фрактография вязкого разрушения остается изученной в недостаточной степени, а ведь именно ямочный механизм роста трещины сопровождает высокоэнергоемкое разрушение. Изучением ямочного рельефа поверхности разрушения занимались Д. Броек, Ю. В. Зима, М. А. Штремель и другие, но не смотря на достаточно большое количество работ, посвященных изучению поверхности вязкого разрушения, на настоящий момент не существует единого представления о влиянии элементов поверхности разрушения и их параметров на уровень энергоемкости разрушения. Такие затруднения вызваны применением традиционных методов исследования поверхности разрушения и механизма роста трещины, которые в большей степени являются качественными. Результаты рентгеновской дефрактометрии изломов, как хрупких, так и вязких, с ямочным рельефом поверхности разрушения, показывают наличие на поверхности разрушения и в подповерхностных объемах существенной пластической деформации материала, доля работы которой дает преобладающий вклад в энергию, необходимую для образования этой поверхности. Исследованиям зон пластической деформации под поверхность разрушения посвящены работы Л. Трок, Г. В. и Н. А. Клевцовых и других ученых, однако большинство применяемых для исследований зон методов пригодны только для качественной ее оценки, не дают детального представления об изменении свойств металла в процессе разрушения, и не могут быть применены в качестве экспериментальной проверки теоретических попыток описания зон пластической деформации. Таким образом, количественные исследования рельефа поверхности разрушения, сопровождающего высокий уровень сопротивления развитию трещин, в частности – высокий уровень динамической трещиностойкости, а также- параметров зон пластической деформации под поверхностью разрушения, являются важными и актуальными задачами.

В условиях непрерывно растущих требований к конструкционным материалам важной задачей материаловедения является создание новых металлических материалов с высокими характеристиками не только прочности, но и сопротивления хрупкому

разрушению, а также - повышение уровня прочности и надежности уже существующих традиционных конструкционных материалов. Одновременное повышение характеристик прочности и сопротивления хрупкому разрушению традиционных конструкционных сталей возможно за счет формирования в них однородной по всему сечению ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры. С точки зрения промышленности перспективными способами получения УМЗ структур металлов в сечениях, достаточных для производства конечной продукции, являются сдвиговое волочение, сдвиговая прокатка и некоторые модификации равноканального углового прессования. Еще одним перспективным промышленным методом для получения УМЗ состояния в готовой продукции является холодная радиальная ковка. Радиальная ковка позволяет реализовывать большие степени деформации без нарушения целостности заготовки, а применение радиусных бойков в сочетании с правильной дробностью поворота заготовки в процессе обработки позволяет за счет высокой точности и качества поверхности применять ее в качестве окончательной обработки. Таким образом, как свидетельствуют литературные источники, традиционные и широко применяемые углеродистые и низколегированные конструкционные стали с УМЗ структурой, обеспечивающей сочетание повышенной прочности и сопротивления хрупкому разрушению, сформированной в процессе деформационной обработки с применением холодной радиальной ковки и последующей термической обработки, способны конкурировать с более дорогостоящими легированными сталями.

Перечисленные выше факторы определили цель и задачи исследования.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» ПНИПУ при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ по государственному заданию FSNM-2020-0028.

Цель исследования:

Выявить основные параметры строения изломов, в наибольшей степени влияющие на ударную вязкость и динамическую трещиностойкость сталей 09Г2С, 25 и 35Х, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке.

Задачи исследования:

1. Исследовать влияние деформационно-термической обработки на микроструктуру и механические свойства сталей в состоянии после закалки и высокого отпуска.
2. Построить диаграммы динамической трещиностойкости исследуемых сталей, подвергнутых термической и деформационно-термическим обработкам, и определить основные параметры динамической трещиностойкости.
3. Исследовать механизм и особенности роста трещины, влияющие на уровень ударной вязкости и динамической трещиностойкости конструкционных сталей, подвергнутых термической и деформационно-термическим обработкам.
4. Провести комплексное исследование зон пластической деформации под поверхностью динамического разрушения сталей, подвергнутых термической и деформационно-термическим обработкам.
5. Установить взаимосвязь ударной вязкости и динамической трещиностойкости с параметрами строения изломов, характеристиками прочности и пластичности сталей 09Г2С, 25 и 35Х в различном структурном состоянии после термической и деформационно-термических обработок.

Научная новизна:

1. Впервые для сталей 09Г2С, 25 и 35Х, подвергнутых деформационно-термическим обработкам, построены диаграммы динамической трещиностойкости и определены параметры динамической трещиностойкости.
2. Определен инициирующий механизм образования макро-расщеплений на поверхности изломов сталей 09Г2С, 25 и 35Х, подвергнутых деформационно-термическим обработкам, заключающийся в слиянии близкорасположенных глубоких ямок-тоннелей на поверхности разрушения в микро-расщепления и дальнейшем объединении микро-расщеплений в более крупные мезо- и макро-расщепления. Показано, что формирование расщеплений в изломах сталей способствует поддержанию высоких показателей динамической трещиностойкости и ударной вязкости, в том числе и при низких климатических температурах.

3. Показано, что после проведения термической и деформационно-термических обработок увеличение средних поперечных размеров ямок в диапазоне значений 13,8-17,0 мкм их доли с 55,5% до 68,8% в изломах стали 09Г2С сопровождается линейным ростом ударной вязкости и динамической трещиностойкости. В сталях 25 и 35Х линейный рост ударной вязкости и динамической трещиностойкости наблюдается при формировании крупных ямок со средними поперечными размерами в диапазоне 12,7-16,5 мкм и 11,2-13,8 мкм и их доли в изломах в интервале 40,5-56,8% и 16,8-25,0%.

4. Впервые для исследуемых сталей, подвергнутых деформационно-термическим обработкам, построены карты распределения микротвердости в зонах пластической деформации под поверхностью динамического разрушения, позволяющие определить форму и размеры зон. Установлено, что увеличение размера зон пластической деформации стали 09Г2С в области старта динамической трещины, $r_{зпд}$, с 1,25 мм до 2,85 мм приводит к линейному росту ударной вязкости КСТ и динамической трещиностойкости. В сталях 25 и 35Х пропорциональный рост ударной вязкости и динамической трещиностойкости происходит вследствие увеличения $r_{зпд}$ с 1,15 мм до 2,95 мм и с 0,15 мм до 2,15 мм соответственно.

Теоретическая и практическая значимость работы:

1. Экспериментально показана возможность построения диаграмм динамической трещиностойкости конструкционных сталей, подвергнутых деформационно-термическим обработкам, по результатам испытаний двух серий образцов на стандартном лабораторном оборудовании (патент РФ № 2485476).

2. Разработана и апробирована методика трехмерной количественной оценки параметров рельефа разрушения конструкционных сталей, позволяющая классифицировать элементы ямочного микрорельефа поверхности разрушения по типам и размерам.

3. Разработана и успешно апробирована на конструкционных сталях, подвергнутых деформационно-термическим обработкам, методика определения зон пластической деформации под поверхностью разрушения (патент РФ

№2516391), позволяющая количественно исследовать размеры зон, форму, и использовать карты распределения микротвердости в зоне для поиска неравновесных структур под поверхностью разрушения, сформированных в процессе динамического разрушения.

4. Прошла промышленную апробацию технология деформационно-термической обработки, которая установила повышение хладостойкости исходно высокоотпущенной стали 35 в интервале температур от $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Методология и методы исследования.

Методологической основой исследования послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области изучения сталей в высоковязком состоянии, зарубежные и государственные стандарты РФ.

Для достижения цели и поставленных задач в диссертационной работе были использованы следующие методы исследования: световая и сканирующая электронная микроскопия, количественный металлографический анализ, дюрометрический анализ, инструментальные испытания на одноосное растяжение, ударную вязкость и динамическую трещиностойкость (патент РФ № №2485476), качественный и количественный световой и электронный фрактографический анализ. Зону пластической деформации под поверхностью разрушения определяли на подготовленных микрошлифах методом систематических измерений микротвердости (патент РФ №2516391).

Положения, выносимые на защиту.

1. Закономерности формирования структуры, механических свойств и динамической трещиностойкости высокоотпущенных углеродистых и низколегированных конструкционных сталей в процессе холодной радиальнойковки и последующих отжигов.

2. Закономерности формирования зон пластической деформации под поверхностью разрушения конструкционных сталей.

3. Результаты проведения сравнительного анализа комплекса механических свойств и параметров строения изломов конструкционных сталей, полученных в результате термической и деформационно-термической обработки.

4. Влияние параметров зон пластической деформации, расщеплений и ямочного микрорельфа поверхности разрушения на ударную вязкость и динамическую трещиностойкость конструкционных сталей, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке.

Апробация работы. Материалы диссертации были доложены и обсуждены на научно-практической конференции с международным участием «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении» (ИТММ) 2012, 2014, 2016, 2019, 2021, Международной научно-технической конференции «Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении 2019» (ICMTMTE 2019).

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 12 работ, из них – 11 в изданиях, рекомендованных ВАК РФ, а также- в международных научных изданиях, индексируемых в наукометрических базах данных Scopus и Web of Science. Получено 2 патента РФ на изобретение.

Степень достоверности результатов. Достоверность результатов исследования достигается применением современного исследовательского и испытательного оборудования и современных программных пакетов, воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов.

Личный вклад. Экспериментальные исследования выполнены либо самим автором, либо при его непосредственном участии. Личный вклад заключается в обработке электронно-микроскопических изображений структуры и поверхности разрушения, результатов масштабных систематических измерений микротвердости под поверхностью разрушения сталей. Автору принадлежат идеи по постановке цели и задач исследования, формулировке выводов и основных положений.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, заключения, списка сокращений и условных обозначений и списка литературы из 166 наименований; изложена на 183 страницах, включает 99 рисунков, 13 таблиц и 1 приложение.

Глава 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1.1. Физические основы и технологические подходы к получению ультрамелкозернистых материалов

Существует два принципиальных подхода к получению ультрамелкозернистых (УМЗ) и нанокристаллических структур: подход «снизу-вверх» и «сверху-вниз» [1]. Подход «снизу-вверх» заключается в получении дисперсных частиц и последующем их компактировании. Материал с такой дисперсной структурой обладает высокой прочностью и твердостью, однако комплекс механических свойств в целом снижается из-за низких показателей пластичности. Подход «сверху-вниз» подразумевает измельчение структуры металлических материалов, полученных традиционным способом, без применения порошковых технологий. В рамках данного подхода актуальным является вопрос получения УМЗ состояния в деталях и заготовках больших сечений.

УМЗ состояние металлов и сплавов достигается путем проведения деформационной обработки [2], интенсивной термической обработки [3, 4] или же за счет комбинации деформационного и термического воздействия [5]. Также необходимо упомянуть про металлургические методы измельчения структуры, к ним можно отнести увеличение скорости затвердевания жидкого металла [6, 7], воздействие на расплав металла ультразвуком [8], магнитным полем [9] и модифицирование. Однако металлургические приемы не столь эффективны в вопросе измельчения структуры вследствие низкой однородности измельченной структуры в больших сечениях промышленных заготовок.

Для достижения в металлическом материале УМЗ или наноструктурного состояния необходимо выполнить ряд требований, сформулированных в работе [10]. УМЗ структура должна быть однородна по всему объему изделия или заготовки, а при создании таких структур формировать в них большеугловые границы (БУГ) зерен. Также заготовки или изделия не должны иметь каких-либо нарушений целостности, не смотря на высокую интенсивность деформационной обработки [10, 11].

1.2. Диспергирование структуры металлических материалов деформационным воздействием

В настоящее время для создания материалов с УМЗ и нано-структурой широко применяются традиционные методы интенсивной пластической деформации (ИПД), или мегапластической деформации [12]. Все применяемые ИПД методы, в зависимости от реализуемой схемы пластической деформации, можно разделить на две группы [13]:

- методы, использующие высокие гидростатические давления: равноканальное угловое прессование (РКУП) [1, 2, 10, 14], кручение под высоким давлением [2, 10, 15 - 18], винтовая экструзия [19, 20];

- методы, использующие знакопеременную или циклическую обработку давлением: всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) [2, 14, 21, 22], знакопеременный изгиб [23, 24], а также - аккумулирующая прокатка [25, 26].

Известно, что к формированию УМЗ или нано-структурного состояния металлов ИПД методами приводит сочетание высокой интенсивности и существенной немонотонности пластического деформирования [27].

В работе [28] приведена схема многостадийности перестройки дислокационной структуры металлов и сплавов с ОЦК решеткой, подвергнутых деформационному упрочнению, рисунок 1.1.

При деформации со степенью $\varepsilon < 0,2 \dots 0,3$ начинает формироваться ячеистая структура с невысокой плотностью дислокаций и малоугловыми границами у ячеек. Повышение степени деформации приводит к образованию деформационных и переходных полос [29]. При дальнейшем повышении степени деформации ширина деформационных полос уменьшается, между полосами возникают сдвиги, полосы дробятся и между микрополосами возникают БУГ [30].

При больших степенях пластической деформации металла, достигаемых в процессе обработки ИПД методами, в нем возможно формирование сложных дислокационных структур и активирование различных процессов

структурообразования. В работе [12] для таких величин деформации, $\varepsilon \approx 1$, предложен термин мегапластическая деформация.

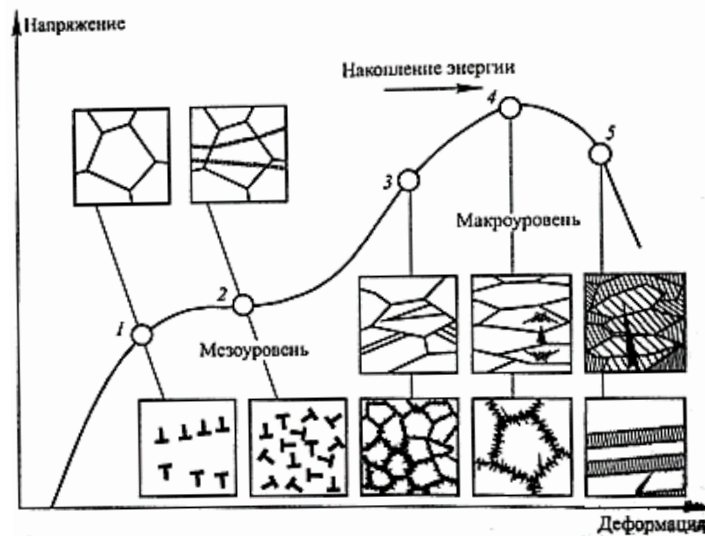


Рисунок 1.1 - Схема самоорганизации структур при упрочнении поликристаллических металлов и сплавов с ОЦК-решеткой: 1 – относительно равномерное распределение дислокаций; 2 – развитие пластического течения, увеличение плотности подвижных дислокаций; 3 – самоорганизация дислокаций с возникновением ячеистых структур возврата; 4 – максимальное упрочнение, возникновение нарушений целостности и фрагментирование структуры металла; 5 – распространение трещины по полосовым структурам.

С точки зрения промышленности к перспективным методам ИПД можно отнести различные модификации способов обработки металлов давлением (ОМД), а также разновидности ИПД методов, позволяющих получать металлопродукцию с УМЗ структурой в больших сечениях или с меньшими трудозатратами. Среди таких методов стоит отметить сдвиговое волочение и прокатку, некоторые перспективные модификации РКУП метода, а также радиальную ковку (РК).

Сдвиговое волочение и сдвиговая прокатка. Волочение и прокатка являются традиционными способами ОМД, направленными преимущественно на формообразование. Авторы работ [31, 32] предложили модифицировать процесс получения длинномерных прутков и проволоки, реализовав в процессе ОМД радиально-сдвиговые деформации. Суть метода заключается в протяжке заготовки через волокна с возможностью относительного смещения одной из них с заданной амплитудой и угловой скоростью, рисунок 1.2, а.

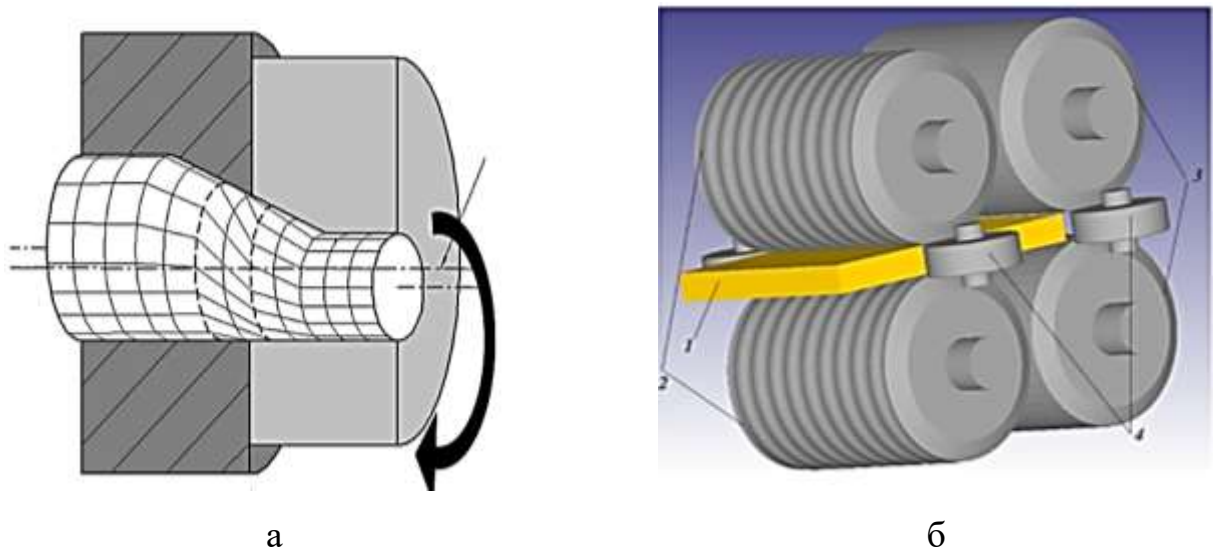


Рисунок 1.2 - Сдвиговое волочение (а) и сдвиговая прокатка (б). 1 – заготовка, 2 – валки с профилированной бочкой, 3 - валки с гладкой бочкой, 4 – неприводные горизонтальные валки.

По мнению авторов [31], немонотонность деформирования, обеспечиваемая эксцентриситетным относительным круговым движением волок, должна положительно сказаться на формировании УМЗ структуры в процессе обработки.

В основе метода сдвиговой прокатки лежит схема прокатки в валках со специальным профилем в первой рабочей клети и в валках с гладкой бочкой во второй [33]. В зависимости от конфигурации профиля валков изменяется интенсивность деформационной обработки рисунок 1.2, б. Компьютерное моделирование показало [31], что за два цикла такой обработки накапливается средний уровень, преимущественно немонотонной деформации, порядка $\epsilon = 2$.

Перспективные модификации РКУП-метода. РКУП как метод получения металлов с УМЗ структурой известен и применяется достаточно давно. И хоть этот метод ИПД является одним из наиболее конкурентоспособных, в плане получения УМЗ структур в заготовках небольшого сечения, он имеет ряд недостатков [34]:

- Высокая трудоемкость метода, связанная с необходимостью вынимать заготовку из оснастки и затем переустанавливать ее.
- Небольшие сечения готовых полуфабрикатов с УМЗ структурой.
- Полученные полуфабрикаты имеют форму прутков или брусков, в то время как в промышленности востребованы листовые материалы.

Для снижения трудоемкости РКУП авторами [35] было предложено использовать многопроходную установку, в которой канал матрицы изогнут под углом ϕ , пять раз, что дает возможность за один проход достигать высокие степени деформации, при этом нет необходимости переустанавливать заготовку между отдельными проходами. Альтернативным вариантом данного метода является применение установок с параллельными каналами [35 - 39], рисунок 1.3, а, что может быть актуальным при прессовании труднодеформируемых материалов.

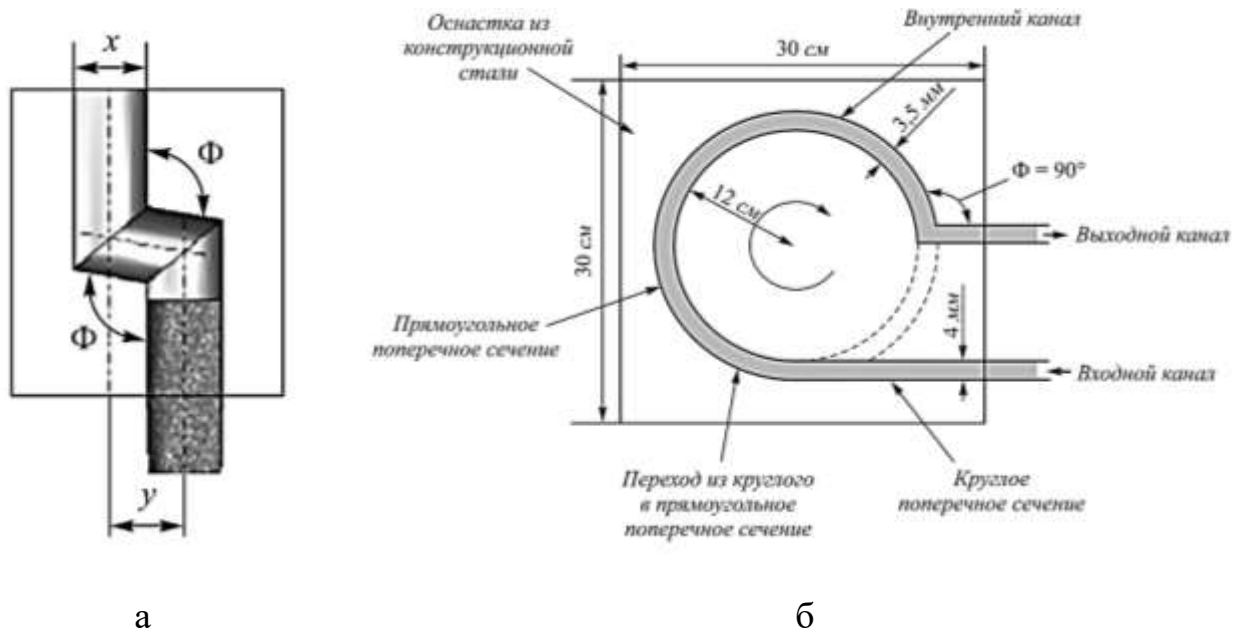


Рисунок 1.3 - Перспективные разновидности РКУП метода: а – РКУП в параллельных каналах, б – РКУП-Конформ.

РКУП- Конформ – еще одна перспективная модификация РКУП метода, с помощью которой возможно получение листовых полуфабрикатов с УМЗ структурой. Принцип действия установки РКУП- Конформ заключается в том, что в процессе обработки заготовка поступает в канал круглого сечения, затем продавливается, за счет сил трения между вращающимся валом оснастки и заготовкой, в канал прямоугольного сечения и на выходе из установки попадает в зону сдвига в выходном канале, рисунок 1.3, б.

Радиальная ковка. Радиальная, или ротационная, ковка является наиболее известным методом среди видов всесторонней ковки, который сравнительно давно применяется в промышленности. Данный метод обеспечивает возможность

формоизменения материалов без разрушения до значительных деформаций [40], за счет реализации мягкой схемы деформирования.

Радиальная ковка осуществляется на радиально-обжимных машинах. Процесс деформирования заготовки при РК состоит из нескольких этапов: сначала заготовка подается в зону деформирования. Далее происходит обжатие заготовки бойками, показано на рисунке 1.4, согласованное движение которых с частотой до 1000 ударов в минуту в радиальном направлении к заготовке. На обратном ходе бойков заготовка при помощи контрфиксатора и зажимной головки продвигается вперед на величину подачи и поворачивается вокруг своей оси на заданный угол. Необходимо отметить, что при РК происходит многократное перекрытие очагов деформации и таким образом в локальных объемах деформируемого материала суммарная деформация существенно превышает величину средней деформации, определяемую величиной укова [1].

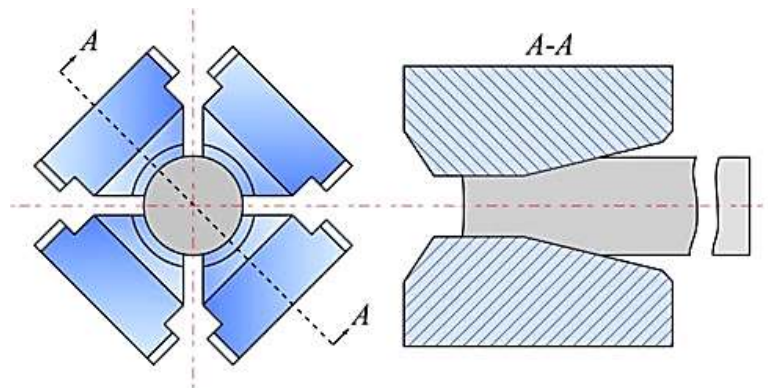


Рисунок 1.4 - Схема проведения радиальнойковки.

При использовании радиусных обжимных бойков [41] в процессе РК и правильной дробности поворота заготовки [42] возможно получение высокой точности и качества поверхности, что позволяет применять РК в качестве окончательной обработки.

С помощью РК получают длинномерные заготовки или готовые изделия круглого сечения, такие как валы, трубы, стволы стрелкового оружия и т.д.

Таким образом, обобщая литературные данные по диспергированию структуры металлических материалов деформационным воздействием, становится очевидным, что, не смотря на активное развитие ИПД методов диспергирования

структуры они по-прежнему остаются лабораторными, т.к. ограниченные сечения получаемых УМЗ заготовок зачастую не позволяют использовать их для изготовления деталей машин, узлов механизмов, а также элементов конструкций. В этом свете от рассмотренных ИПД методов выгодно отличается метод РК так, как он является эффективным способом обработки промышленных длинномерных заготовок, позволяющим получать высокие степени деформации без нарушения целостности обрабатываемого материала за счет реализации мягкой схемы нагружения.

1.3. Диспергирование структуры конструкционных материалов методами термической обработки

К методам получения ультрамелкой структуры в конструкционных сталях термической обработкой необходимо отнести рекристаллизационный отжиг и термоциклическую обработку (ТЦО).

Рекристаллизационный отжиг предполагает предварительный наклеп, последующий нагрев и рекристаллизацию [5].

Эволюция микроструктуры холоднодеформированных металлов и сплавов в процессе термического воздействия включает процессы возврата и рекристаллизации [43 - 45]. Возврат включает отдых (возврат первого рода) и полигонизацию (возврат второго рода) [44]. Рекристаллизацию разделяют на первичную, связанную с образованием и ростом новых зерен, и вторичную, связанную с ростом зерен, образованных в процессе первичной рекристаллизации.

В результате рекристаллизации традиционными методами обработки давлением в структуре холоднодеформированных материалов обнаруживаются большие зерна с БУГ и мелкие, с МУГ. В металлах, обработанных ИПД-методами зеренная структура после рекристаллизационного отжига характеризуется одномодальным распределением по размерам и ориентациям, близким к ориентациям, полученным в деформированном состоянии.

Для широко применяемых конструкционных сталей с низкой или средней степенью легирования наиболее технологичными способами измельчения

структуры в относительно небольших сечениях являются методы термоциклирования [46]. В основе большинства видов ТЦО лежит эффект накопления изменений структуры, происходящих во время скоростного нагрева и скоростного охлаждения [46 - 48]. В результате многократного повторения цикла «нагрев-охлаждение» в материале происходит накопление дефектов кристаллического строения, в результате перераспределения которых он приобретает структуру и фазовый состав, часто недостижимый при традиционных видах термической обработки.

Необходимо отметить, что для успешного формирования равномерной УМЗ структуры в процессе ТЦО необходимо свести к минимуму температурный градиент по сечению обрабатываемого материала, который неизбежно возникает при скоростном нагреве и охлаждении больших сечений.

1.4. Методы оценки трещиностойкости металлов

Известно, что эксплуатация металлоконструкций и деталей машин в внештатных условиях сопровождается риском их разрушения, однако в силу различных причин, в том числе из-за технологических особенностей производства, в готовой металлопродукции часто содержатся дефекты внутреннего строения, которые могут стать причиной разрушения даже в стандартных условиях эксплуатации. Анализ причин разрушения металлоконструкций показывает, что традиционные инженерные расчеты деталей на прочность не обеспечивают необходимую надежность работы конструкций, содержащих внутренние дефекты – концентраторы, которые можно рассматривать подобными трещинам [49]. Поэтому при оценке свойств конструкционных материалов необходимо оценивать их способность сопротивляться развитию в них трещин, то есть трещиностойкость.

1.4.1. Классификация критериев трещиностойкости металлов

В настоящее время можно выделить 9 групп критериев трещиностойкости в зависимости от подхода к решению проблемы трещиностойкости, а также - от

способа нагружения [50 - 52]. Критерии трещиностойкости делят на 3 вида в зависимости от вида нагружения (статическое, циклическое или динамическое нагружения) и еще на 3 группы критериев в зависимости от подхода к решению проблемы трещиностойкости (силовой, энергетический или деформационный критерий).

По результатам испытаний в соответствии со стандартом ГОСТ 25.506-85 в качестве основных определяют следующие характеристики трещиностойкости:

- силовые - критический коэффициент интенсивности напряжений;
- деформационные – раскрытие в вершине трещины;
- энергетические – критические значения J-интеграла.

1.4.2. Критерии динамической трещиностойкости металлов

Для определения ДТ металлов и сплавов используют силовые, деформационные и энергетические критерии [53], среди которых наиболее применимыми являются последние, поскольку оценка силовых и деформационных критериев связана с некоторыми трудностями, как теоретическими, так и экспериментальными [54, 55]. В следствие этого, наиболее распространенными на настоящий момент являются испытания на ударный изгиб, по результатам которых определяют удельную работу роста трещины.

В зависимости от того, прямо или косвенно определяется критерии динамической трещиностойкости, методики можно разделить на две группы. К первой группе относятся методики Отани [56] и Дроздовского [57], а также недавно разработанная методика, обеспечивающая разрушение образцов в условиях максимально приближенных к плоскодеформированному состоянию (ПДС) [58]; ко второй – методики Лившица-Рахманова [59], Ньюхауза [60] и Гуляева [61]. Косвенное определение критериев динамической трещиностойкости, описанных в [59 - 62], основано на гипотезах, которые выполняются не всегда, и, как следствие - результаты, полученные с помощью методик косвенного определения ДТ могут в значительно отличаться от значений, полученных прямыми методами [62]. В этой

связи, при выборе методик оценки критериев ДТ предпочтение следует отдавать прямым методикам.

Согласно методике, предложенной Отани [56], серию из 5-7 образцов испытывают на маятниковом копре в два этапа. Сначала каждый образец нагружают с минимальной скоростью, достаточной только для зарождения трещины. Глубину трещины, зарожденной таким образом, выявляют осаждением красящего осадка на поверхностях трещины, например красной меди. Затем, эти же образцы нагружают повторно таким образом, чтоб произошло полное их разрушение. Работу первого удара принимают за работу зарождения трещины, а работу второго удара - за работу распространения трещины. Более подробно методика Отани описана в раоте [63].

Согласно методике, предложенной Б. А. Дроздовским [57], ударную вязкость a_n определяют по результатам испытаний образцов, с заранее наведенной усталостной трещиной. В этом случае работой зарождения трещины можно пренебречь и считать, что вся энергия, подведенная к образцу молотом маятникового копра, расходуется на распространение трещины. Для проведения испытаний изготавливают образцы сечением 11×10 или 11×5 мм, наносят надрез глубиной 2 мм и с помощью вибратора выращивают усталостную трещину глубиной 1мм. Результаты испытания таких образцов можно сопоставлять с величиной a_n , определённой образцах стандартного сечения.

Результаты, полученные с помощью методик Отани и Дроздовского практически одинаковы. К недостаткам методики Отани можно отнести необходимость нанесения предварительного удара и соответственно подбор минимальной энергии, достаточно только для зарождения трещины, а также – большее количество образцов (7-10 шт.) в сравнении с методикой Б. А. Дроздовского (3-4 шт.). По этой причине более предпочтительной является методика Б.А. Дроздовского, как более простая и экономичная.

Также одним из преимуществ КСТ является использование данного критерия для определения величины температуры вязко-хрупкого перехода. Пороговым

значением считается $K_{СТ}=0,12$ МДж/м². При уровне $K_{СТ}$ более 0,12 МДж/м² хрупкие разрушения элементов конструкций практически не наблюдаются [64].

Однако, как отмечено в работе [58] при испытаниях методике Дроздовского на боковых поверхностях испытываемых образцов, в зависимости от их структурного состояния, возможно образование утяжки, которая способна существенно увеличивать $K_{СТ}$. Таким образом для оценки влияния металлургических факторов и параметров микроструктуры на уровень $K_{СТ}$ следует проводить испытания в условиях, наиболее близких к плоской деформации, т. е. необходимо устранять боковую утяжку образцов.

Известно, что создание УМЗ структур позволяет повышать сопротивление росту трещин. Таким образом, достижение высокой жесткости напряженного состояния, в отдельных случаях, является весьма сложной задачей. В связи с чем, в продолжение метода Б. А. Дроздовского М. Г. Георгиевым, Ю. Н. Симоновым и М. Ю. Симоновым была разработана методика, обеспечивающая более жесткие условия испытаний, максимально приближающие состояние разрушения образцов к плоско-деформированному [58, 65]. Для определения динамической трещиностойкости по данной методике испытывают серию образцов, как и в методике Б. А. Дроздовского, а также - серию образцов того же типоразмера с нанесенными на них дополнительными V-образными надрезами по бокам от основного концентратора. В подготовленных образцах наводят усталостные трещины различной длины. По результатам испытаний серии образцов с одним и тремя надрезами строится диаграмма динамической трещиностойкости (ДДТ), которая позволяет выявить дополнительные характеристики динамической трещиностойкости. Таким образом, данный метод даёт наиболее полное представление о трещиностойкости металлов при динамическом нагружении.

1.5. Современные методы оценки поверхности разрушения

Изучение поверхности разрушения металлов позволяет установить доминирующий механизм распространения трещины и качественно судить об энергоёмкости разрушения. Для исследования строения изломов и поверхности

разрушения применяют как традиционные методы анализа, так и прогрессивные методы физического металловедения с использованием современного оборудования, такие как: конфокальная лазерная микроскопия, просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) и атомно-силовая микроскопия.

Просвечивающая электронная микроскопия для исследования поверхности разрушения применяется только в случаях, когда необходимо изучение элементов поверхности при чрезвычайно высоких увеличениях. При этом важно отметить, что для проведения ПЭМ исследований необходимо изготовление реплик поверхности, что повышает трудоемкость исследований, а также – искажает реальную картину поверхности разрушения [66].

В последнее время, для исследования механизма роста трещины широко применяется СЭМ. Для прямого исследования поверхности разрушения в этом случае не требуется изготовление реплик, достигается достаточная глубина фокуса и высокая разрешающая способность [67].

В работе [68] рассматривают 4 основных механизма разрушения металла при динамическом нагружении:

Транскристаллитный скол – это распространение трещины однократного нагружения по простым кристаллографическим плоскостям. В α -Fe сплавах такими плоскостями являются плоскости $\{100\}$ [69]. В результате на поверхности разрушения образуются плоские участки с размерами близкими к размерам элементов структуры металлов - фасетки скола. В сплавах на основе альфа - железа такими элементами, как правило, являются зерна бывшего аустенита. Транскристаллитный скол (ТС) соответствует низкому уровню трещиностойкости, как правило не более $25 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ [70].

Межзеренный скол – разрушение по границам элементов структуры с формированием фасеток межзеренного скола. В сплавах альфа - железа межзеренный скол, образуется, чаще всего, по границам бывшего аустенитного зерна. Поверхности фасеток межзеренного скола обычно гладкие, достаточно часто на поверхности можно наблюдать наличие второй фазы. Межзеренный скол

соответствует самому низкому уровню трещиностойкости, K_{1C} не превышает 20 МПа·м^{1/2} [70 - 72].

Квазискол – данный механизм разрушения характеризуется распространением трещины преимущественно по плоскостям, не совпадающим с кристаллографическими плоскостями зерен. На поверхности разрушения формируются практически плоские фасетки с некоторыми признаками микропластической деформации [68]. Уровень трещиностойкости при реализации такого механизма роста трещине изменяется в широких пределах: от 25 до 90 МПа·м^{1/2} [70 - 72]. Такой тип разрушения характерен для закаленных и низкоотпущенных инструментальных и конструкционных сталей со средним или мелким размером зерна.

Образование и слияние микропустот - механизм роста динамической трещины, характерный для металлов с высоким уровнем пластичности. Во время однократного нагружения рост трещины путем развития микропор и последующим их слиянием. Основной причиной образования микропор является наличие дисперсных частиц вторых фаз, модули упругости которых существенно отличаются от упругих модулей матрицы [73]. Поверхность разрушения имеет ямочный микрорельеф с разной степенью развития ямок [68].

Ямочный микромеханизм разрушения характерен для высокого уровня трещиностойкости, не ниже 50 МПа·м^{1/2}, а максимальный - достигает 200 МПа·м^{1/2} [70 - 72].

Известно, что хрупкое разрушение является наиболее опасным вследствие скоротечности процесса, зачастую приводящего к катастрофическим последствиям. Именно поэтому ученые, начиная с середины XX века, решали проблему хрупкого разрушения, а вязкое разрушение оставалось менее изученным. А ведь именно вязкое разрушение является наиболее «безопасным», так как распространение вязкой трещины может быть прекращено в любой момент остановкой процесса нагружения.

Как было упомянуто выше, при вязком разрушении на образующейся поверхности формируется ямочный рельеф, параметры которого связаны с

уровнем энергоемкости разрушения. По мнению М. А. Штремеля таким параметром является средняя или относительная глубина ямок [74], увеличение которой приводит к повышению уровня вязкости. Диаметральные размеры ямок также могут быть одним из критериев высокого уровня надежности металлических материалов. В работе [71] получены данные, из которых следует, что трещиностойкость прямо пропорциональна квадратному корню из среднего диаметра ямки. В [75] по мере увеличения вязкости разрушения наряду с увеличением поперечного диаметра ямок наблюдали также уменьшение их глубины.

Таким образом, на настоящий момент нет единого представления о влиянии элементов поверхности разрушения, их доли и других параметров на высокий уровень энергоемкости вязкого разрушения. Такие затруднения вызваны применением традиционных методов исследования поверхности разрушения и механизма роста микротрещины, которые в большей степени являются качественными [75 - 78].

Для получения количественных параметров элементов поверхности разрушения и выявления факторов, влияющих на динамическую трещиностойкость, применяются специализированное программное обеспечение, позволяющее с некоторой долей автоматизации проводить количественный анализ плоских изображений [79], полученных традиционными методами исследования, в том числе с помощью СЭМ. Примером таких программных продуктов являются Siams и Thixomet. Однако, необходимо помнить, что количественные характеристики в таком случае получают с плоского изображения поверхности разрушения, то есть, по сути, оцениваются не сами элементы поверхности разрушения, а их проекции на плоскость.

На современном этапе развития техники, вычислительные мощности исследовательского оборудования позволяют, на основе полученных данных, воспроизводить поверхность разрушения, как на плоскости, так и в пространстве. Для количественного исследования трехмерной поверхности разрушения возможно применение конфокальной лазерной сканирующей микроскопии

(КЛСМ) [80, 81], сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) и различных компьютеризированных процедур, работающих совместно с традиционными методиками изучения изломов.

Сканирующая зондовая микроскопия – набор мощных методик исследования локальных свойств поверхности, таких как особенности рельефа, магнитные свойства, локальные емкость и проводимость поверхности. Отличительной особенностью СЗМ методик, включающих сканирующую туннельную микроскопию (СТМ) [82, 83], атомно-силовую (АСМ) [84], электросиловую (ЭСМ), магнитно-силовую (МСМ) [85, 86] и ближнепольную оптическую микроскопию (БОМ), является их высокое разрешение, достигающее атомарного [83]. Однако, несмотря на огромные возможности СЗМ методов их применение в целях исследования изломов является не целесообразным ввиду их чрезвычайной локальности [87], рисунок 1.5.

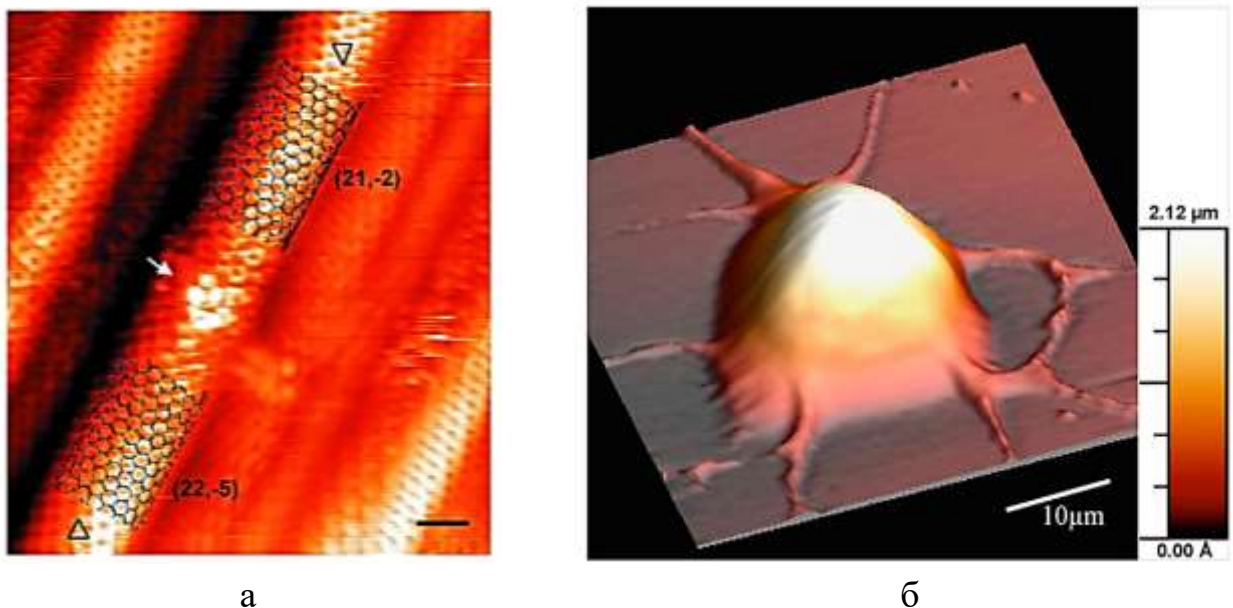


Рисунок 1.5 - Изображения, полученные методами СТМ- а [87] и АСМ-б [88].

Для изучения строения изломов и поверхности разрушения в некоторых случаях может быть задействован КЛСМ. КЛСМ – относительно новый класс оптических микроскопов, обладающий высокой глубиной резкости, не требующий контакта с исследуемой поверхностью и применения вакуумного оборудования. Первые КЛСМ были предназначены для изучения биологических объектов, однако широкие возможности приборов такого класса позволяют применять их для

решения и металлургических задач [89, 90]. Получение объемной модели при использовании КЛСМ происходит за счет сканирования исследуемой поверхности в монохроматическом режиме в трех взаимно перпендикулярных направлениях. По результатам сканирования генерируется трехмерная модель (3D-модель) исследуемой поверхности, рисунок 1.6, и последующие количественные измерения проводятся непосредственно на модели.

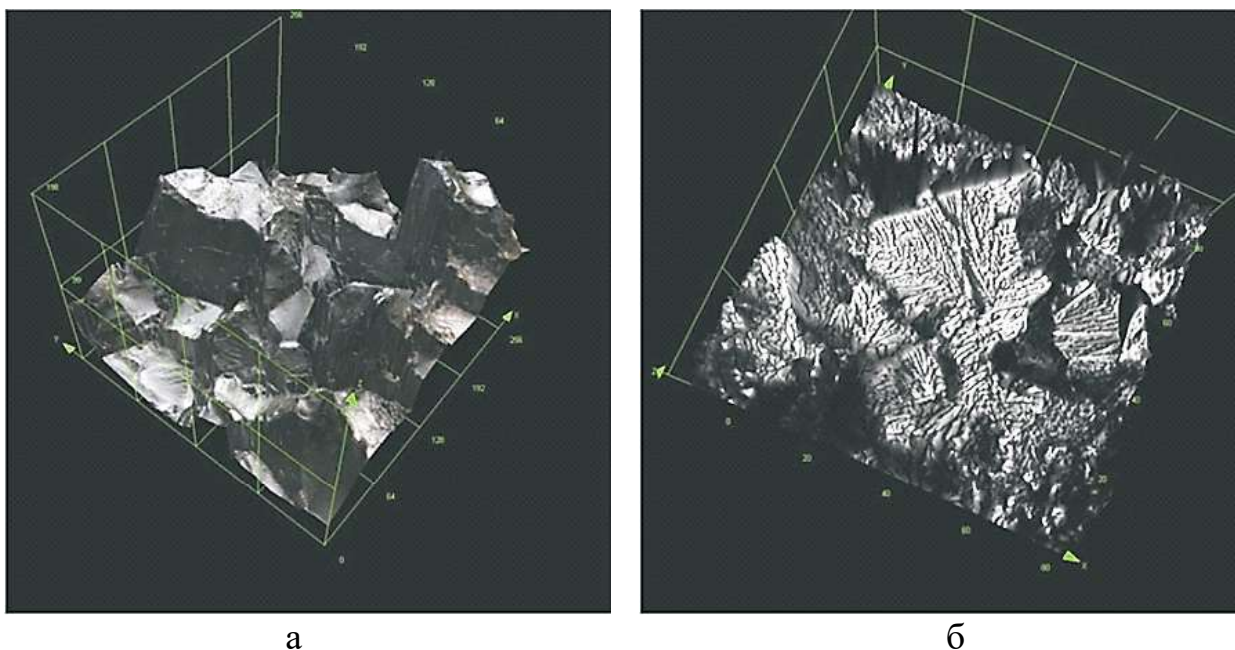


Рисунок 1.6 - Модели поверхности разрушения сталей 110Г13 (а) и 20ГЛ (б), полученные с помощью КЛСМ [80].

В работе [91] были рассмотрены возможности применения КЛСМ в различных областях физики конденсированных сред, биофизических исследованиях и для изучения оптических свойств низкоразмерных структур. Опыт применения КЛСМ для исследования поверхности разрушения металлических и других материалов [66, 89, 92] показал перспективность данного метода для подобных исследовательских задач. Необходимо отметить, что основная масса работ с использованием КЛСМ направлена на изучение относительно плоских поверхностей разрушения, ввиду ограничений, связанных с фокусным расстоянием линзовой оптики КЛСМ.

Объемные модели исследуемых поверхностей могут быть получены путем совместного использования традиционных, «плоских», методик наблюдения и

алгоритмов стереофотограмметрии [93 - 95]. В зависимости от использованного алгоритма, трехмерная модель излома может быть восстановлена по нескольким стереопарам, представляющих собой набор 2D снимков одного участка, полученных с разных ракурсов, или при разных углах наклона поверхности, рисунок 1.7.

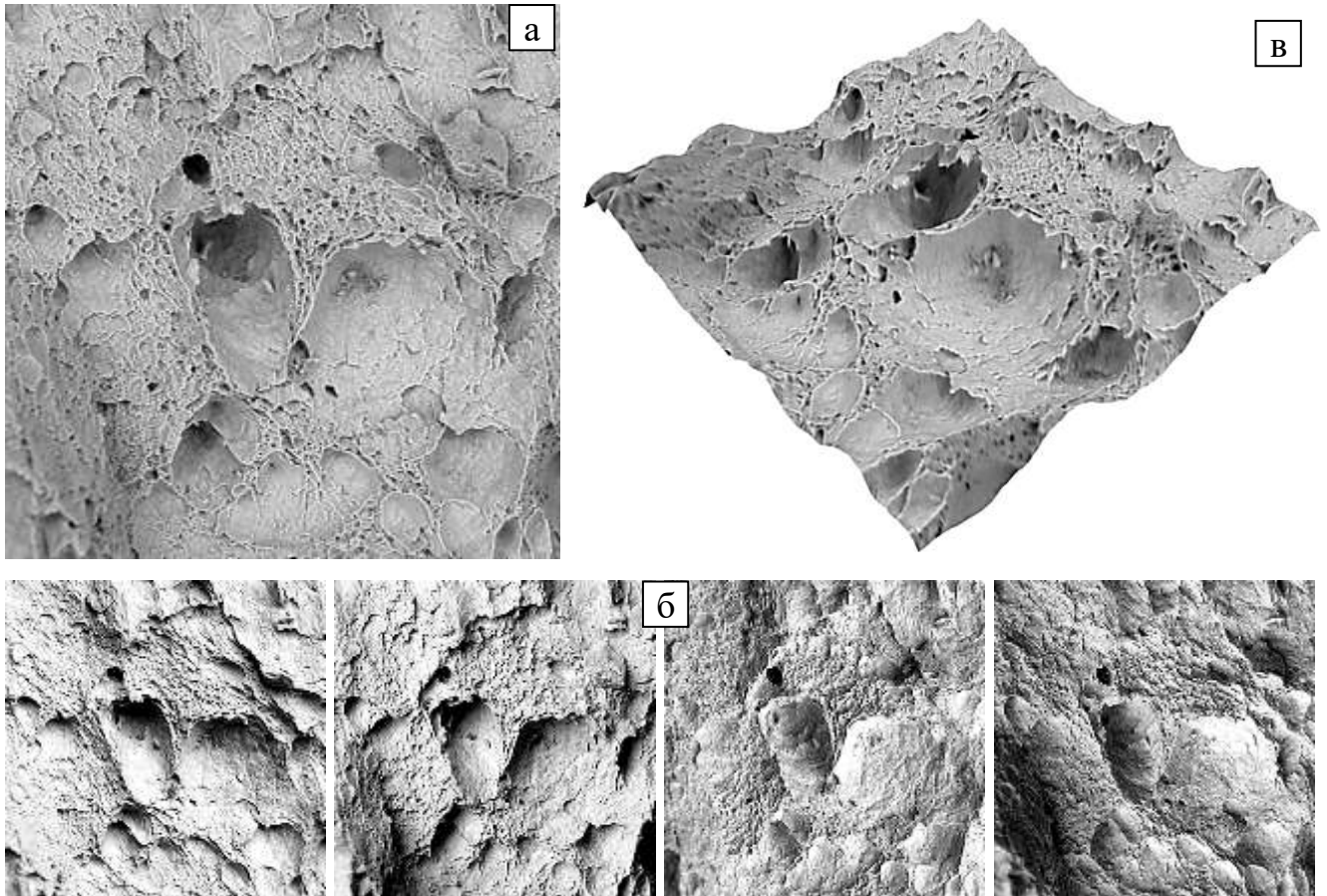


Рисунок 1.7 - Схема реконструкции поверхности разрушения: а – исследуемый участок поверхности разрушения, б – снимки исследуемого участка, полученные при разных углах наклона поверхности разрушения, в – реконструированная модель участка исследуемой поверхности.

Необходимо отметить, что до недавнего времени процедура реконструкции по стереопарам была весьма трудоемкой и только с ростом вычислительной мощности исследовательского оборудования данный метод становится все более широко применим.

Таким образом, проведение систематических исследований объемных моделей, реконструированных по стереопарам, полученных, например, с помощью

СЭМ, позволяет существенно расширить представления о механизмах разрушения конструкционных сталей.

1.6. Исследование зон пластического деформирования материала под поверхностью разрушения

В настоящее время, очевидно, что излом является не только поверхностью разрушения с характерными элементами микрорельефа, но и объемом материала под этой поверхностью, в который была рассеяна энергия при разрушении. Поскольку при разрушении только часть энергии тратится на образование новых поверхностей раздела, а часть рассеивается материалом, то представляет определенный интерес рассмотрение механизмов диссипации энергии разрушения в материале. Энергия, направленная на разрушение высоковязкого металла, может быть рассеяна несколькими способами: часть подведенной энергии расходуется на формирование новых поверхностей раздела, еще часть испускается в виде звуковых колебаний, и значительная часть расходуется на деформирование материала под поверхностью разрушения, во время которого протекают процессы эволюции дислокационной структуры и выделения тепла.

На рисунке 1.8 показана схема самоорганизации дислокационной структуры вблизи макро-дефекта вследствие действия полей напряжений при вершине усталостной трещины-концентратора [96].

Необходимо отметить, что приведенная схема, хоть и характерна для усталостного разрушения, и не отражает всех процессов эволюции дислокационной структуры, протекающих на всем пути движения трещины при динамическом разрушении, однако достаточно наглядно иллюстрирует многоуровневую природу данного явления.

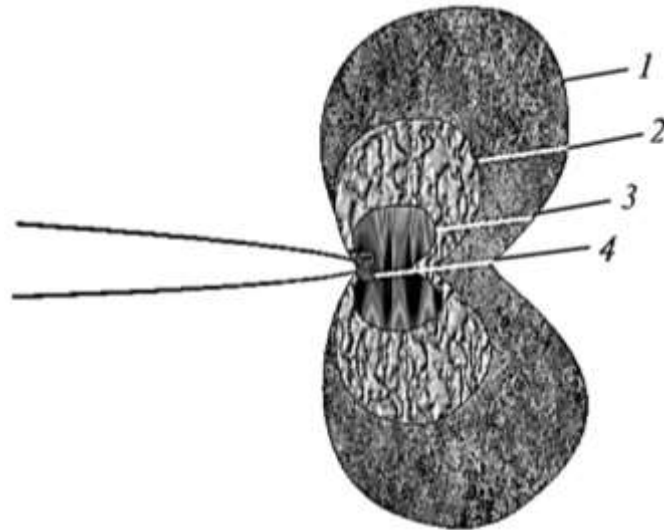


Рисунок 1.8 - Схема эволюции дислокационной структуры в окрестности вершины макро-дефекта: 1 – хаотическое распределение, 2 – ячеисто-сетчатая структура, 3 – полосовая структура, 4 – рыхлая структура.

Таким образом, для более глубоко изучения процессов разрушения металлов, актуальным является не только изучение механизма роста трещины, но и исследование материала под поверхностью разрушения, в который была рассеяна часть энергии, направленной на разрушение.

1.6.1. Математический подход к описанию зоны пластической деформации и полей напряжений во фронте трещины-концентратора

Для приближенного описания областей локализации напряжений и деформаций перед фронтом трещины можно использовать математический подход, предложенный Ирвином и впоследствии развитый Мизесом и Треском. Дж. Ирвин, исследуя развитие трещин в материале, обратил внимание на то, что трещина в материале ведет себя таким образом, как если бы ее длина в действительности была бы несколько большей [96, 97]: $a_{\text{эфф.}} = a + r_p^*$, где a – физический размер трещины, а r_p^* – поправка Ирвина на пластичность. Необходимость введения такой поправки возникла в связи с пониманием невозможности существования сингулярности напряжений в вершине трещины по причине того, что при напряжениях в металлах выше предела текучести они

начинают пластически деформироваться и образовывать перед фронтом трещины пластические зоны. В работах [98, 99] Ирвин показал, что размер пластических зон, или величина поправки на пластичность зависит от условий деформирования.

В представлении Ирвина зона пластической деформации (ЗПД) имеет форму круга. Анализируя условия текучести для $\Theta \neq 0$ [100, 101], можно получить более точные сведения о форме зон пластической деформации во фронте трещины. Для этого обычно применяют условие текучести Мизеса или Треска [102, 103].

Необходимо отметить, что исследованиями зон пластичности перед фронтом трещины занимались также Дагдейл [104, 105], Тюба [106], Райс и Розенгрин [107]. Однако Хан и Розенфельд пришли к заключению о том, что не одно из теоретических представлений не описывает форму зоны пластичности достаточно точно [108].

1.6.2. Метод ямок травления для выявления области деформирования перед фронтом трещины

Несмотря на значительные успехи в описании ЗПД при помощи математического аппарата, размеры и форма ЗПД нуждаются экспериментальной проверке. В работах [109, 110] были сделаны попытки оценить зоны пластичности вблизи вершины трещины. Для определения зон пластической деформации могут быть использованы поверхностные реплики, фотоупругие покрытия и другие методы, однако в этих случаях возникают сложности, связанные с разграничением упругой и пластической деформации, а также потому, что исследования проводятся на поверхности образца.

В попытке обойти эти сложности Хан и Розенфельд применили метод травления [111, 112]. Метод позволяет качественно исследовать зоны пластичности, однако подбирая реактивы для соответствующих материалов можно с некоторой степенью точности получить количественные данные о величине деформации вблизи трещины [108] как на поверхности образца, так и под поверхностью на поперечных сечениях.

1.6.3. Метод инфракрасной термографии для определения температурных полей перед фронтом трещины в процессе разрушения

В последние десятилетия активно исследуются процессы выделения и рассеивания тепла металлами при их деформировании [113, 114]. Известно, что зарождение усталостных трещины в процессе нагружения происходит в областях локализации пластической деформации на поверхности металла [115], что сопровождается интенсивным выделением тепла, рисунок 1.9.

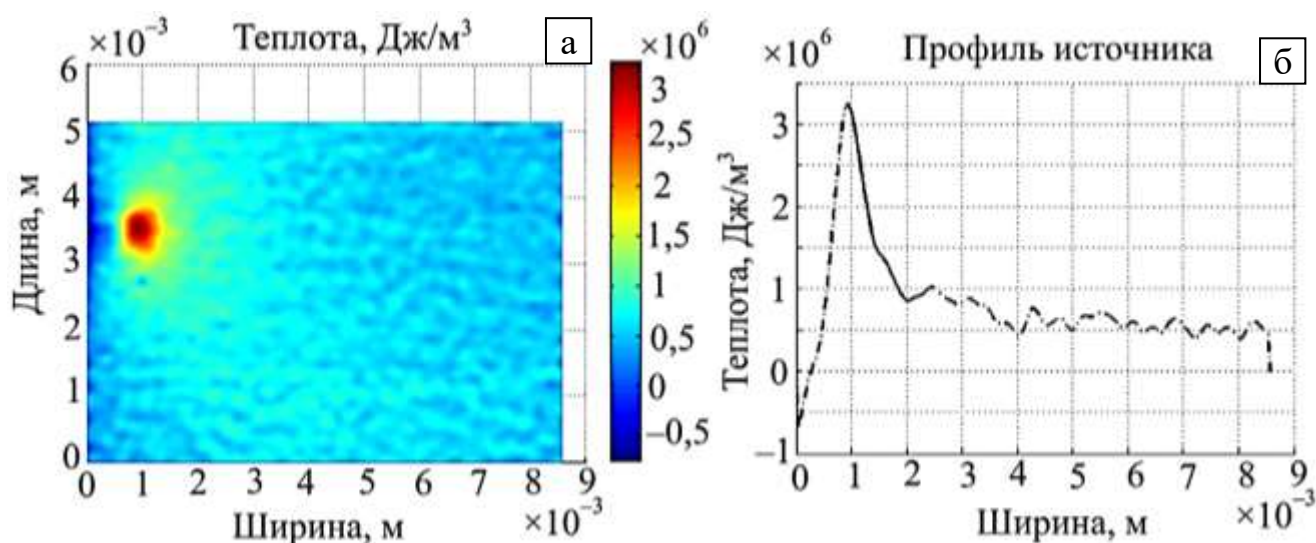


Рисунок 1.9 - Удельная теплота, выделившаяся за время пластической деформации (а), и ее профиль в области вершины трещины (б).

В случае циклического деформирования металлов данный метод делает возможным раннее обнаружение усталостных трещин в металлоконструкциях [116].

Высокая скорость съемки современных инфракрасных камер позволяет исследовать процессы выделения тепла металлом при его динамическом деформировании.

В работе [117] было исследовано влияние размера зерна титана Grade 2 на особенности инфракрасного излучения в процессе динамического деформирования образцов ударником, который перемещался со скоростью 15-30 м/с, и обеспечивал скорость деформации 2 до $5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$.

В результате исследований было показано, что уменьшение размеров зерна приводит к активации в материале механизма диссипации энергии, работающего эффективно при различных скоростях деформации и интенсивностях воздействий, и, в целом, продемонстрирована применимость данного метода для исследования диссипативных процессов поликристаллических материалов в процессе их нагружения.

1.6.4. Исследование полей напряжений перед фронтом трещины методом дифракции обратно рассеянных электронов

Одной из областей применения растровой электронной микроскопии является метод исследования дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD). Метод применяется для «геометрического» анализа кристаллической решетки металлов и сплавов и заключается в детектировании электронов, рассеянных обратно от полированной поверхности образца под углом, близким к углу Брегга, с последующей индексацией полос Кикучи индексами Миллера и построением карт пространственного распределения ориентировок [118].

Метод EBSD позволяет определять углы разориентировки между соседними зернами и представлять данные в виде массива углов и размеров, прямых и обратных полюсных фигур. Также EBSD-анализ позволяет выявлять границы и субграницы зерен, что делает данный метод одним из наиболее перспективных для оценки In-Situ процессов диссипации энергии и оценки Post-Situ эффектов от реализации разноуровневых процессов пластической деформации в объемах структуры, претерпевших структурные изменения во время роста трещин.

В работе [119] авторы показывают, что регистрация дифракции обратно рассеянных электронов при статическом трехточечном изгибе в камере сканирующего электронного микроскопа образца с заранее наведенной трещиной, вырезанного из компактного образца, позволяет оценить поля напряжений, реализуемые во фронте концентратора напряжений – трещины, рисунок 1.10.

Авторы [120] свидетельствуют о том, что EBSD-методы чувствительны к коллективным эффектам накопления дислокаций, которые образуются в решетке металлов при деформации.

В [121] проделана большая работа для построения корреляционной зависимости между видами измерений EBSD и пластической деформации в различных поликристаллических металлических материалах. Также подобные корреляционные взаимосвязи могут быть полезными для понимания взаимодействия между микроструктурой и пластической деформацией в материалах.

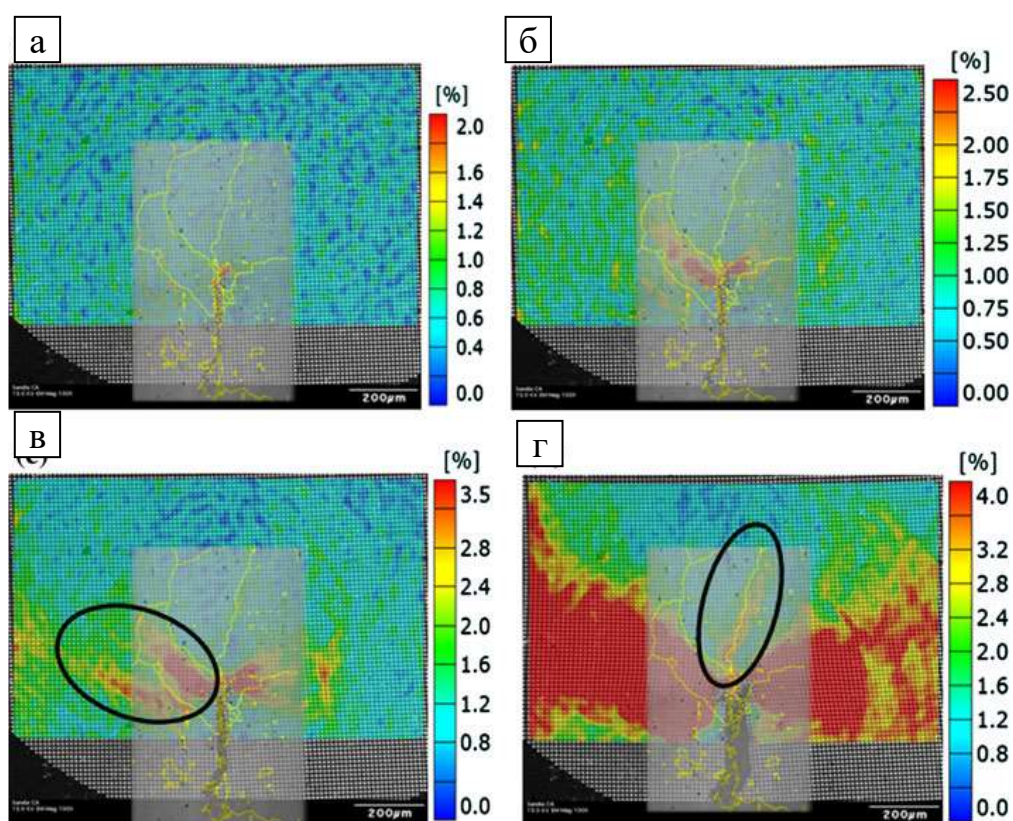


Рисунок 1.10 - Карта границ зерен и полей напряжений при статическом трехточечном изгибе образца при проведении цикла нагрузок а-г; а – минимальная нагрузка; б – более значительная пластическая деформация; в – распределение деформаций во время максимальной нагрузки, г – распределение деформаций после максимальной нагрузки.

Работы авторов [122] также свидетельствуют о том, что использование EBSD методов позволяет качественно оценивать распределение полей напряжений в вершине трещины. На примере нержавеющей стали 304, авторы показали, что в

вершине усталостной трещины плотность большеугловых границ выше, чем в структурных объемах, удаленных от вершины усталостной трещины, рисунок 1.11.

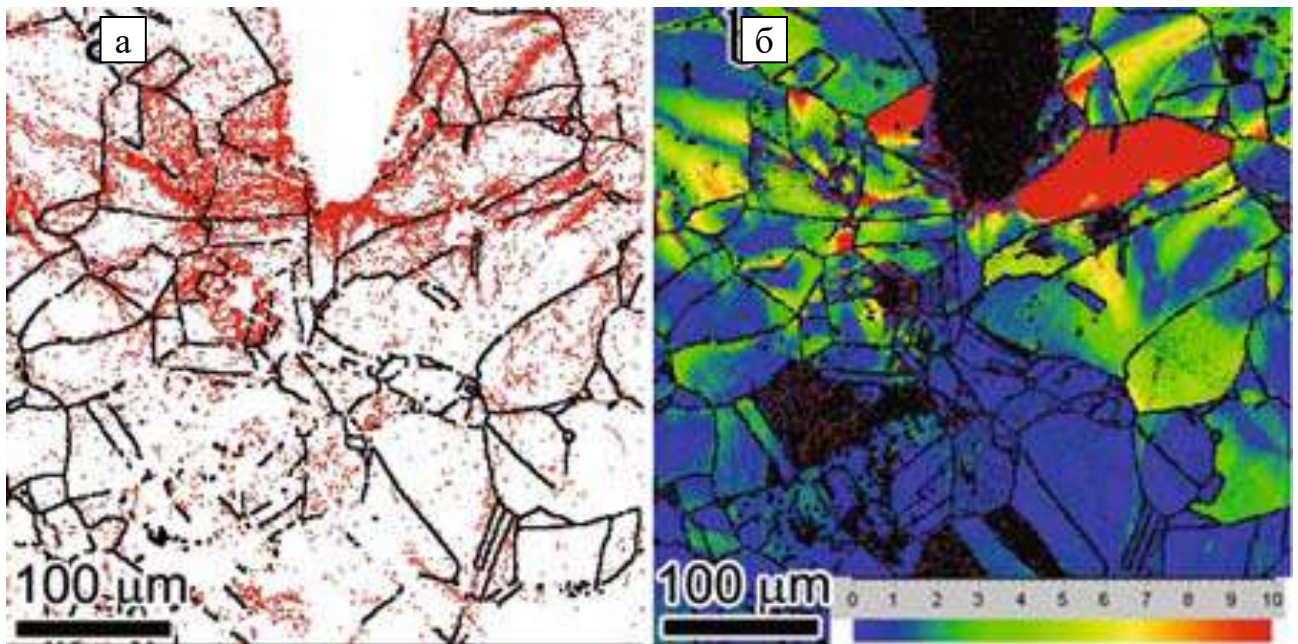


Рисунок 1.11 - Карты EBSD в районе очага трещины усталости нержавеющей стали 304; а– границы зерен: черные линии - большие угловые границы (>10), красные линии - границы с малым углом (2-10); б– карта переориентации, шкала радуги: синяя представляет собой разориентацию, красный представляет 10° разориентацию [118].

1.6.5. Исследование остаточных напряжений в процессе деформирования поликристаллических материалов методом рентгеновской дифрактометрии

Метод рентгеновской дифрактометрии основан на измерении межатомных расстояний в деформированном и недеформированном металле. Деформацию кристаллической решетки измеряют по дифракционным линиям, которые характеризуются смещением их относительно аналогичных линий у недеформированного материала, а также шириной и интенсивностью. Данный подход актуален при исследовании распределения напряжений и плотности дислокаций в зонах пластической деформации, однако для данного метода нужно высокотехнологичное исследовательское оборудование, позволяющее прецизионно регистрировать на малой площади отраженные волны.

В 1970-80 годах для оценки ЗПД применяли метод послойного стравливания, который направлен на исследование распределения плотности дислокаций в материале, претерпевшем пластическую деформацию [123 - 125].

Данный метод, за счет постадийного утонения исследуемого образца, позволяет оценить как уровень напряжений, так и плотность дислокаций в достаточно больших сечениях и объемах образца. Необходимо отметить, что получение и обработка дифрактограмм, даже при использовании пластин с оптической памятью, сопряжены с большими временными затратами, а при использовании передового оборудования – с некоторыми техническими ограничениями и высокой стоимостью рентгеновских детекторов с большой апертурой [126].

Таким образом, метод послойного стравливания хоть и применим для решения задач связанных с определением параметров ЗПД, он все же является качественным методом, который не дает представления о действительных свойствах материала в отдельно взятых микрообъемах металла, претерпевших пластическую деформацию.

1.7. Постановка цели и задач исследования

Как следует из обзора литературных источников, для повышения комплекса механических характеристик традиционных металлических материалов необходимо диспергировать их структуру. Перспективными направлениями существенного измельчения элементов структуры металлов справедливо считаются методы интенсивного пластического деформирования (ИПД), а также методы, совмещающие интенсивную термическую обработку и деформационное воздействие. Однако, несмотря на активное развитие ИПД-методов диспергирования структуры металлов, существует потребность как в совершенствовании самих методов диспергирования, так и в развитии методик оценки физико-механических свойств металлов с УМЗ структурой, полученных такими методами. В этом свете от рассмотренных в литературных источниках ИПД методов выгодно отличается метод радиальнойковки (РК). Радиальнаяковка

является широко применяемым промышленным способом обработки длинномерных заготовок, позволяющим достичь больших степеней пластической деформации без разрушения обрабатываемой заготовки или изделия, что в сочетании с термической обработкой позволяет повысить характеристики прочности обрабатываемых металлов и одновременно - сопротивление хрупкому разрушению.

Известно, что хрупкое разрушение является наиболее опасным видом разрушения и поэтому совершенно справедливо работы последних десятилетий направлены на изучение особенностей фрактографии именно этого вида разрушения. В то же время фрактография вязкого разрушения остается изученной в недостаточной степени, а ведь разрушение именно по вязкому, ямочному механизму позволяет получить высокий уровень энергоемкости разрушения. В этой связи исследование ямочного рельефа поверхности разрушения и его особенностей, сопровождающих рост сопротивления развитию трещин, является важной задачей.

Кроме того, из литературных источников известно, что значительная часть энергии, направленной на разрушение металла, расходуется на его деформирование на макро- (образование боковых утяжек при разрушении в условиях плосконапряженного состояния), мезо- (деформирование объема материала перед фронтом трещины) и микро- (образование поверхности разрушения с характерными фрактографическими особенностями) уровнях. Таким образом, представляется актуальным при изучении вязкого механизма роста микротрещины исследовать процессы поглощения энергии металлом, в процессе динамического разрушения, на всех размерных уровнях.

Исследования структурны металлических материалов, подвергнутых динамическому деформационному воздействию, показывают, что процесс деформирования является неоднородным, о чем свидетельствует явление локализации пластической деформации. Высокоскоростное нагружение материалов в высоковязком состоянии может сопровождаться образованием полос локализованной деформации и привести к низкоэнергоемкому разрушению.

Исследования последних лет показывают, что образование полос локализации пластической деформации наблюдается и при скоростях нагружения, развиваемых в штатных условиях эксплуатации в отдельных узлах машин и агрегатов.

Таким образом, цель настоящего исследования заключается в выявлении основных параметров строения изломов, в наибольшей степени влияющие на ударную вязкость и динамическую трещиностойкость сталей 09Г2С, 25 и 35Х, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке.

Задачи исследования:

1. Исследовать влияние деформационно-термической обработки на микроструктуру и механические свойства сталей в состоянии после закалки и высокого отпуска.

2. Построить диаграммы динамической трещиностойкости исследуемых сталей, подвергнутых термической и деформационно-термическим обработкам, и определить основные параметры динамической трещиностойкости.

3. Исследовать механизм и особенности роста трещины, влияющие на уровень ударной вязкости и динамической трещиностойкости конструкционных сталей, подвергнутых термической и деформационно-термическим обработкам.

4. Провести комплексное исследование зон пластической деформации под поверхностью динамического разрушения сталей, подвергнутых термической и деформационно-термическим обработкам.

5. Установить взаимосвязь ударной вязкости и динамической трещиностойкости с параметрами строения изломов, характеристиками прочности и пластичности сталей 09Г2С, 25 и 35Х в различном структурном состоянии после термической и деформационно-термических обработок.

Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Материалы для исследования

Материалом исследования являются передельные трубы из конструкционных углеродистых и низколегированных сталей 09Г2С, 25 и 35Х, химический состав которых представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Химический состав сталей.

Сталь	Содержание элементов, %								
	С	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
09Г2С	0,11	0,50	1,26	0,005	0,017	0,22	0,18	0,14	0,14
25	0,24	0,25	0,39	0,022	0,012	0,22	0,18	0,15	0,14
35Х	0,38	0,25	0,57	0,008	0,006	0,82	0,17	0,007	0,14

Передельные трубы $\varnothing 70 \times 15$ мм были получены сверлением исходно горячекатаного прутка диаметром $\varnothing 80$ мм с последующей обточкой и расточкой.

2.2. Методика термической и деформационно-термической обработки сталей

Термическую и деформационно-термическую обработку (ДТО) проводили на передельных трубах по 4 режимам, включающим получение высокоотпущенного состояния и последующие деформационные и термические воздействия:

Режим ДТО №1 – закалка и высокий отпуск. Передельные трубы из стали 09Г2С нагревали под закалку на температуру 920 ± 10 °С, из стали 25 – на температуру 885 ± 10 °С, из стали 35Х – на температуру 860 ± 10 °С. Во всех случаях нагрев производили в шахтной печи СШЦМ 6.12/9. Время выдержки при заданных температурных режимах составляло 40 минут. Для последующего охлаждения передельные трубы погружали вертикально в закалочный бак с водой. Отпуск осуществляли в шахтной печи СШО 6.6/700 при температуре 570 ± 10 С. Время

выдержки при заданном температурном режиме составляло 60 минут. После выдержки передельные трубы охлаждались в воде.

Режим ДТО №2 – холодная радиальная ковка передельных труб в высокоотпущенном состоянии. ХРК передельных труб проводили на радиально–ковочной машине SXP–16 на предприятии ОАО ПНИТИ. Деформирование передельных труб проводили за три прохода с суммарной степенью деформации ~55%. Частота движения бойков к заготовке составляла 1000 уд/мин, скорость вращения заготовки вокруг своей оси - 25 об/мин. В процессе обработки передельные трубы охлаждали водой. За величину степени деформации принимали величину укова ε : $\varepsilon = \left(1 - \frac{F_k}{F_{и}}\right) \cdot 100\%$; где, F_k – площадь поперечного сечения поковки (после деформации); $F_{и}$ – площадь исходной недеформированной передельной трубы.

Режимы №3 и №4 – последеформационное термическое воздействие. Холоднодеформированные передельные трубы нагревали в камерной лабораторной электропечи СНОЛ–1,6.2,5.1/11–И2. Температура нагрева - 300 ± 5 °С и 600 ± 5 °С для режима 3 и 4 соответственно, выдержка 60 минут, ускоренное охлаждение в воде.

2.3. Методика металлографических исследований и определения размера зерна/субзерна

Структуру сталей, подвергнутых термической и деформационно-термической обработки, изучали в продольном и поперечном направлении передельных труб, с применением светового микроскопа Olympus GX-51, увеличение $\times 50$ - $\times 1000$, и сканирующего электронного микроскопа FeI Phenom G2 ProX, ускоряющее напряжение 15 кВ, увеличение $\times 500$ - $\times 15000$. Для выявления структуры использовали 4% раствор азотной кислоты в этиловом спирте.

Размер зерна/субзерна определяли на электронно-микроскопических снимках с помощью системы анализа изображений SIAMS 700 в полуавтоматическом режиме в соответствии с требованиями ГОСТ 5639-82.

2.4. Методика определения твердости

Измерение твердости сталей проводили в соответствии с ГОСТ 9013-59 на твердомере Роквелла. Средние значения твердости исследуемых сталей по Роквеллу считали по результатам 5-7 измерений и затем переводили в значения твердости по Бринеллю.

2.5. Методика определения микротвердости

Распределение микротвердости в исследуемых сталях, подвергнутых ДТО по разным режимам, определяли на микрошлифах, подготовленных на поперечных сечениях образцов для испытаний на ударную вязкость, в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Измерения микротвердости проводили путем вдавливания правильной четырехгранной алмазной пирамиды на микротвердомере DuraScan 70 в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507–1–2007, шаг индентирования 100 мкм, нагрузка 0,245 Н.

2.6. Методика исследования механических характеристик при растяжении

Характеристики прочности и пластичности сталей при статическом нагружении определяли в соответствии с ГОСТ 1497–73 на коротких цилиндрических образцах с исходным диаметром 5 мм. Испытания проводили на испытательной гидравлической машине «INSTRON–SATEC 300 LX» и программной среде «Bluehill» с построением диаграмм одноосного растяжения.

Заготовки под образцы для исследования механических характеристик сталей, подвергнутых ДТО по разным режимам, получали в соответствии со схемой, приведенной на рисунке 2.1. Из передельной трубы образцы вырезали так, чтобы центр образцов соответствовал середине толщины стенки передельной трубы.

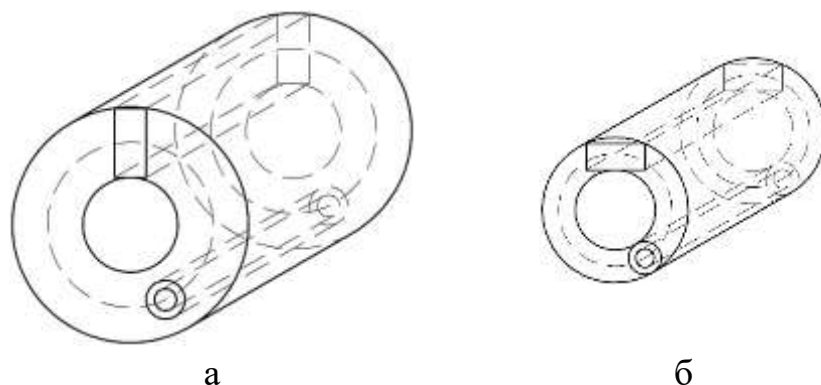


Рисунок 2.1 - Схема вырезки заготовок под образцы для исследования механических характеристик из передельных труб до (а) и после (б) холодной радиальнойковки.

2.7. Методика определения ударной вязкости

Для определения ударной вязкости исследуемых сталей из передельных труб подготавливали образцы в соответствии со схемой, представленной на рисунке 2.1. Исследование ударной вязкости проводили в соответствии с ГОСТ 9454–78 на маятниковом копре КМ–30. Усталостную трещину в образцах тип 17, 6,5x11x55 мм, выращивали с помощью вибратора Дроздовского. Длину усталостной трещины определяли с помощью стереомикроскопа Olympus SZX-16 с точностью $\pm 0,05$ мм на разрушенных образцах. На каждый режим термической и деформационно-термической обработки испытывали не менее 3 образцов.

Ударную вязкость КСТ вычисляли через отнесение работы разрушения образца к площади его живого сечения.

2.8. Методика определения динамической трещиностойкости по результатам испытаний на маятниковом копре

Определение динамической трещиностойкости проводили согласно методике [127], с помощью маятникового копра КМ-30 на серии образцов двух типов: 1– стандартные образцы тип 17 по ГОСТ 9454-78, и 2 – образцы тип 17 по ГОСТ 9454-78 с двумя дополнительно надрезами глубиной 1 мм, нанесенными по бокам от основного надреза. Перед динамическими испытаниями в образцах обоих типов наводили усталостную трещину различной относительной длины. По

результатам испытаний строили диаграмму динамической трещиностойкости (ДДТ), рисунок 2.2, и определяли уровень динамической трещиностойкости (ДТ) и некоторые дополнительные параметры:

КСТ – уровень ударной вязкости по ГОСТ 9454-78;

КСТ_{ПНС} – энергия, расходуемая на продвижение динамической трещины на 1 мм в условиях плосконапряженного состояния;

КСТ* = КСТ_{ПДС} – энергия, расходуемая на продвижение динамической трещины на 1 мм в условиях, наиболее приближенных к плоской деформации;

λ^* – критическое значение относительной длины трещины, при достижении которого в образце происходит смена условий разрушения от условий плосконапряженного состояния к условиям разрушения, максимально приближенным к плоской деформации.

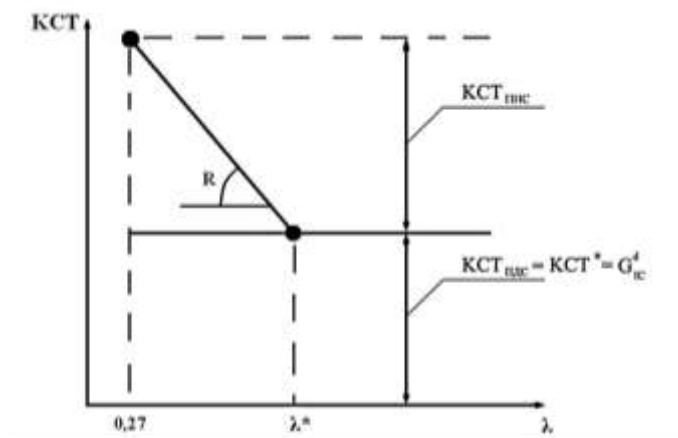


Рисунок 2.2 - Схема построения ДДТ.

2.9. Методика электронно-фрактографических исследований поверхности разрушения

Исследование поверхности разрушения образцов, испытанных на ударную вязкость и динамическую трещиностойкость, проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа FeI Phenom G2 ProX, увеличение $\times 500 - \times 4000$, ускоряющее напряжение 15 кВ. Расщепления на поверхности разрушения исследовали при увеличениях $\times 200 - \times 8000$, особенности поверхности разрушения исследовали при увеличении $\times 500 - \times 5000$.

2.10. Методика определения количественных характеристик расщеплений на поверхности изломов образцов конструкционных сталей

Макроскопические расщепления на поверхности изломов образцов, разрушенных в ходе динамических испытаний, качественно и количественно исследовали с помощью светового стереомикроскопа Olympus SZX-16 и лазерного конфокального сканирующего микроскопа Olympus LEXT 4000 в диапазоне увеличений $\times 7 - \times 500$.

2.11. Методика определения количественных характеристик элементов поверхности разрушения

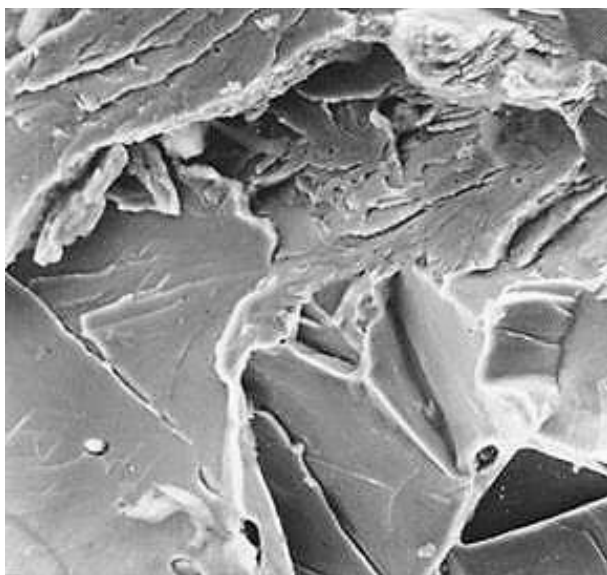
Долю элементов микрорельефа поверхности разрушения и их диаметры определяли на электронно-фрактографических изображениях, полученных в центральной области изломов, не занятых расщеплениями, с помощью программной среды Olympus Stream Motion V.1.8. Для проведения анализа на полученных изображениях с помощью инструмента «вычисление площади по замкнутому контуру» выделяли необходимые элементы поверхности разрушения. Для определения диаметра элементов поверхности разрушения использовали диаметры эквивалентной окружности. Статистическую обработку результатов анализа проводили в табличном процессоре MS Excel. На каждый режим ДТО для всех сталей исследовали не менее 10 полей.

2.12. Выбор методики топографических исследований поверхности разрушения

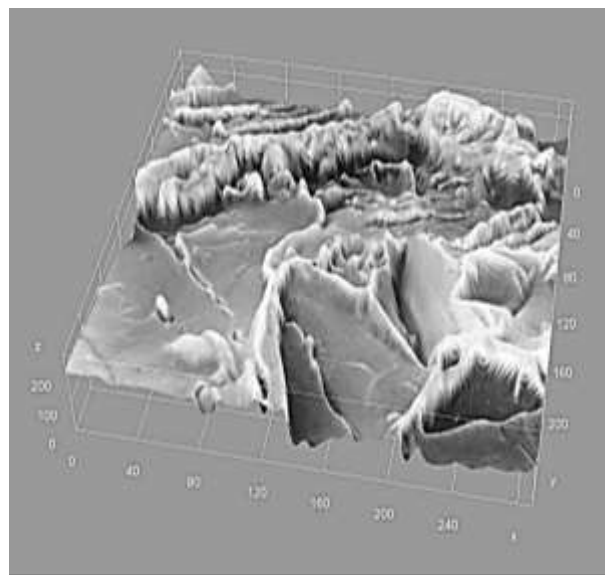
Оценку топографии поверхности разрушения, а также глубины отдельных типов фрактурных составляющих, проводили на объемных моделях исследуемых участков поверхности. Исследовали не менее 25 моделей поверхности разрушения на каждый режим ДТО для каждой стали.

Для построения пространственных моделей поверхности разрушения исследуемых материалов были выбраны 2 метода, отличающихся друг от друга точностью и скоростью построения модели: 1 способ – реконструкция участка поверхности разрушения по стереопарам, и 2 способ – синтез рельефа поверхности разрушения по 2D –кадру. Во всех случаях в качестве исходных данных для воспроизведения поверхности разрушения в пространстве использовали изображения поверхности разрушения, полученные с помощью электронного микроскопа.

Для синтеза 3D модели поверхности разрушения по 2D –кадру использовали программное обеспечение ImageJ. В процессе программной обработки изображения проводился анализ яркости каждого пикселя изображения, поскольку известно, основную роль в формировании изображения в сканирующем электронном микроскопе играет топографический контраст - наиболее возвышенные области поверхности выглядят более светлыми. Таким образом, на основе результатов попиксельного анализа яркости изображения синтезируется объемная модель интересующего участка, рисунок 2.3.



а



б

Рисунок 2.3 - 2D- кадр участка поверхности разрушения, полученный с помощью СЭМ, (а) и синтезированная на его основе объемная модель участка поверхности разрушения (б).

Такой метод объемной визуализации плоского снимка является производительным и требует для проведения исследований только наличия соответствующего программного обеспечения.

Для реконструкции объемной модели участка поверхности разрушения по стереопарам использовали сканирующий электронный микроскоп FeI Phenom G2 ProX с возможностью поворота столика-держателя объектов исследования. Для получения стереопар, рисунок 2.4, съемку производили при увеличении $\times 2000$ и ускоряющем напряжении 15 кВ.

Далее полученные стереопары анализировали в программном обеспечении микроскопа FeI Phenom G2 ProX «3D roughness reconstruction», с определением взаимного смещения реперных точек изображения на стереопарах (параллакс). В результате такого анализа получали массив данных, содержащий координаты пространственного расположения всех точек поверхности разрушения. Визуализацию моделей и последующие топографические исследования проводили в программном пакете Surfer, фирмы Golden Software. Для обработки результатов исследования использовали табличный процессор MS Excel.



Рисунок 2.4 - Набор стереопар, полученных при помощи аппаратного модуля СЭМ FeI Phenom G2 ProX с поверхности разрушения стали 35Х, подвергнутой холодной радиальной ковке.

На рисунке 2.5. для сравнения представлены результаты оценки топографии поверхности объемных моделей, полученных различными методами, вдоль одной секущей.

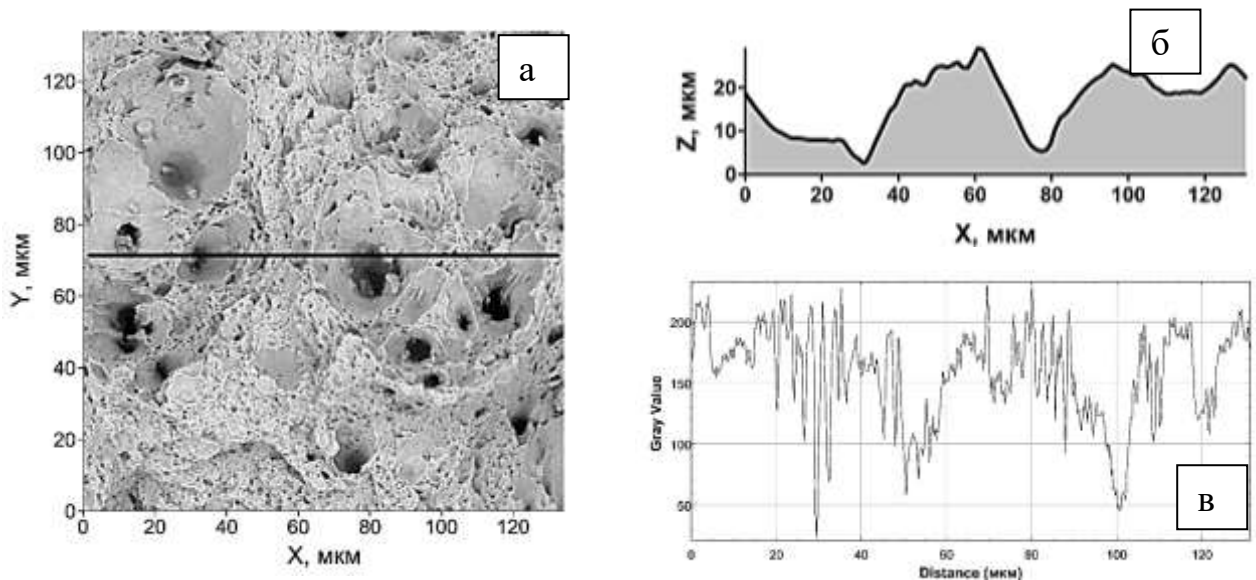


Рисунок 2.5 - Изображение поверхности разрушения (а) и распределения высот на моделях этой поверхности, полученных с помощью реконструкции по стереопарам (б) и синтеза по 2D снимку (в).

Из представленных рисунков видно, что метод синтеза объемной модели по одному кадру является в большей степени качественным, т.к. позволяет оценить перепад высот поверхности только в относительной величине (Gray value). Также необходимо отметить, что на поверхности моделей, полученных таким способом, часто наблюдаются различного рода «шумы», что затрудняет процесс исследования. В целом, метод синтеза моделей по 2D кадру хоть и отличается высокой производительностью, он по большей части является качественным и может быть применим для предварительного анализа отдельных элементов поверхности разрушения.

Таким образом, для построения 3D моделей поверхности разрушения был выбран метод реконструкции по стереопарам, задействующий как аппаратный, так и программный модули СЭМ FeI Phenom G2 ProX - метод реконструкции по стереопарам.

На полученных 3D моделях поверхности разрушения определяли глубину интересующих элементов поверхности разрушения как среднее арифметическое 5 измерений, учитывающих разный уровень высот гребешков пластической деформации в наивысших точках.

2.13. Методика оценки параметров зон пластической деформации под поверхностью динамического разрушения

Выявление зон пластического деформирования под поверхностью разрушения проводили с помощью микротвердомера DuraScan 70, фирмы EMCO-TEST, на образцах, подготовленных согласно разработанной методики [128]. В соответствии со схемой на рисунке 2.6 с помощью станка электроэрозионной резки EcoCut, были получены фрагменты образцов, испытанных на ударную вязкость, содержащие сечение их изломов и подготовлены микрошлифы.

На поверхности полученных фрагментов, изготавливали микрошлифы для проведения систематических измерений микротвердости, рисунок 2.7.

На подготовленных шлифах, перед исследованием размеров и формы ЗПД методом систематических измерений микротвердости, проводили оценку равномерности распределения микротвердости в сечении образцов в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

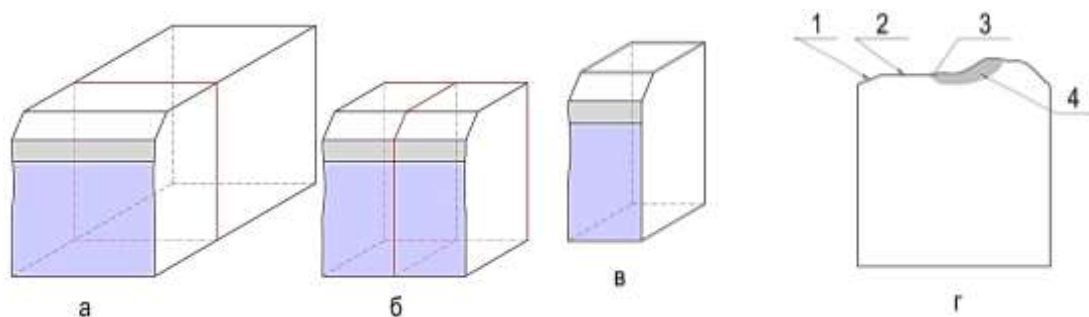


Рисунок 2.6 - Этапы подготовки образца для измерений микротвердости в ЗПД: а – общий вид половинки разрушенного образца с нанесенной разметкой для вырезки фрагмента, содержащего излом; б – фрагмент образца, содержащего его излом и разметка для дальнейшей резки; в – общий вырезанного фрагмента образца; г – поверхность фрагмента образца, подготовленная для измерения микротвердости: 1 – надрез, 2 – усталостная трещина, 3 – место старта динамической трещины, 4 – область исследования зоны в области старта динамической трещины.

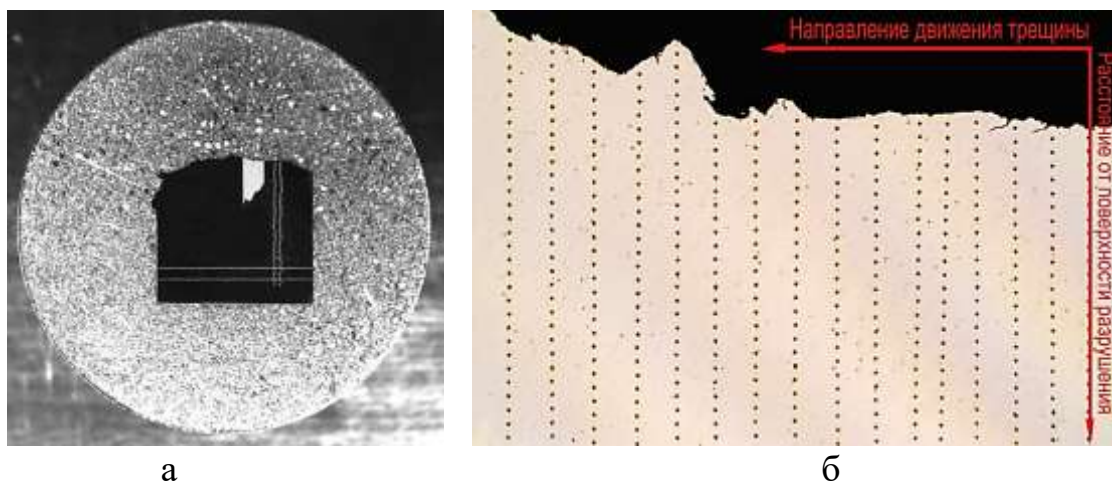


Рисунок 2.7 - Микрошлиф образца для проведения измерения микротвердости (а) и дорожки отпечатков микротвердости в ЗПД (б).

Систематические измерения микротвердости под поверхностью разрушения проводили в направлении от поверхности разрушения образца вглубь материала, выстраивая отпечатки микротвердости в дорожки по 60 – 200 отпечатков, рисунок 2.7, б. В направлении распространения динамической трещины шаг между дорожками микротвердости составлял 100 мкм в области старта распространения трещины и постепенно возрастал по мере удаления от места ее старта до 300-400 мкм. Нагрузка при измерениях составляла 0,245 Н, шаг между отпечатками микротвердости в дорожках - 45 мкм, расстояние первых отпечатков в дорожках до поверхности разрушения - не менее 35 мкм. Место старта динамической трещины определяли по изломам образцов с помощью стереомикроскопа Olympus SZX-16 с точностью ± 50 мкм и наличием вторичных трещин.

В случае получения аномального отпечатка в процессе измерения микротвердости проводили дополнительные индентирования в окрестностях такого отпечатка, рисунок 2.8, и за значение твердости в этой точке принимали среднее значение дополнительных измерений.

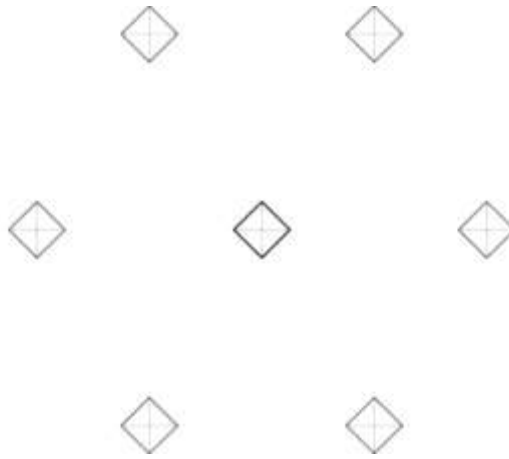


Рисунок 2.8 - Схема проведения дополнительных индентирований вокруг аномального отпечатка индентора.

Статистическую обработку результатов измерения микротвердости проводили в табличном процессоре Ms Excel и инженерном математическом программном обеспечении MathCad.

Линейный размер зон пластической деформации под поверхностью разрушения, образованных в результате эволюции полей напряжений и деформаций перед фронтом развивающейся динамической трещины, определяли в области ее старта по пересечению кривой, аппроксимирующей среднее изменение твердости под поверхностью разрушения исследуемых сталей на расстоянии ~ 1 мм от старта динамической трещины, рисунок 2.9, а, и прямой, отражающей уровень микротвердости матричного материала, рисунок 2.9, б.

Для аппроксимации изменения микротвердости на расстоянии ~ 1 мм от места старта динамической трещины использовали набор значений микротвердости, полученный в стартовой области ЗПД на расстоянии 0,8-1,2 мм от места старта. Размеры ЗПД определяли по пересечению или наложению полиномиальной кривой, отражающей изменение микротвердости в ЗПД и прямой, отражающей уровень микротвердости недеформированного материала, рисунок 2.9, в.

Построение карт распределения микротвердости в зонах пластической деформации исследуемых сталей производили в программном обеспечении Surfer, фирмы Golden Software, предназначенного для визуализации и анализа различных поверхностей. Построение карт проводили в два этапа.

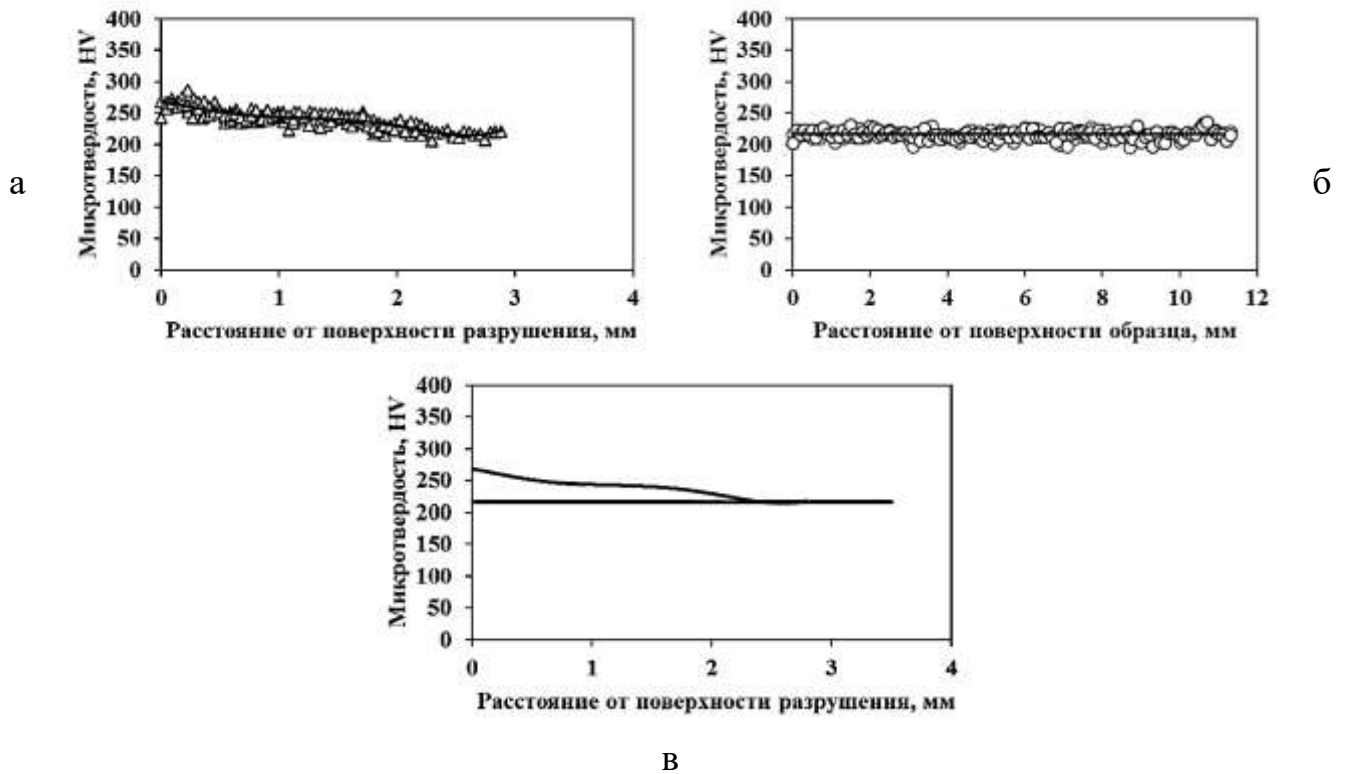


Рисунок 2.9 - Кривая изменения средней микротвердости под поверхностью разрушения стали на удалении ~ 1 мм от места старта трещины однократного нагружения (а) в сравнении с уровнем микротвердости недеформированного металла (б) и схема определения размера ЗПД в области старта динамической трещины (в).

На начальном этапе построения карт распределения микротвердости с помощью математического аппарата программного обеспечения путем интерполяции инструментом «Кригинг» [129 - 132] генерировали сетку будущей карты на основе массива данных, содержащего координаты и значение микротвердости каждого отдельного измерения. На следующем этапе построения карт производили визуализацию распределения микротвердости с помощью нанесения на сетку изолиний микротвердости (линий, соединяющих узлы ранее сгенерированной сетки с одинаковыми значениями микротвердости), а также цветового градиента.

Глава 3. СТРУКТУРА, ТВЕРДОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Для исследования влияния ДТО были выбраны конструкционные углеродистые и низколегированные стали 09Г2С, 25 и 35Х в виде передельных труб. Перед проведением ХРК передельные трубы подвергали закалке и высокому отпуску для получения структуры сорбита отпуска, которая обладает хорошей пластичностью при комнатной температуре.

3.1. Результаты исследования структуры и твердости исходно закаленных и высокоотпущенных конструкционных сталей 09Г2С, 25 и 35Х после различных видов деформационно-термической обработки

Структуру передельных труб из сталей 09Г2С, 25 и 35Х после закалки и высокого отпуска (режим ДТО №1), ХРК в высокоотпущенном состоянии (режим ДТО №2) и в состоянии после отжига при температурах 300 °С и 600 °С (режимы ДТО №3 и №4 соответственно) исследовали с помощью сканирующего (СЭМ) и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) в продольном и поперечном направлениях.

Исследования показали, что в результате закалки и высокого отпуска пакетно-речная морфология стали 09Г2С сохраняется. По границам реек зафиксировано выделение цепочек дисперсных карбидов, рисунок 3.1, а-б. В объемах металла, в которых процессы первичной и собирательной рекристаллизации проходили наиболее активно, наблюдали образование ферритных полиэдров. Такую структуру принято называть смесью сорбита и дисперсного сорбита отпуска [133]. Исследования структуры передельных труб из стали 09Г2С в осевом сечении после проведения ДТО по режиму 1 не выявили отличий от структуры, наблюдаемой в поперечном направлении, рисунок 3.2, а-б. Твердость стали 09Г2С после проведения обработки по режиму №1 составляет 208 НВ.

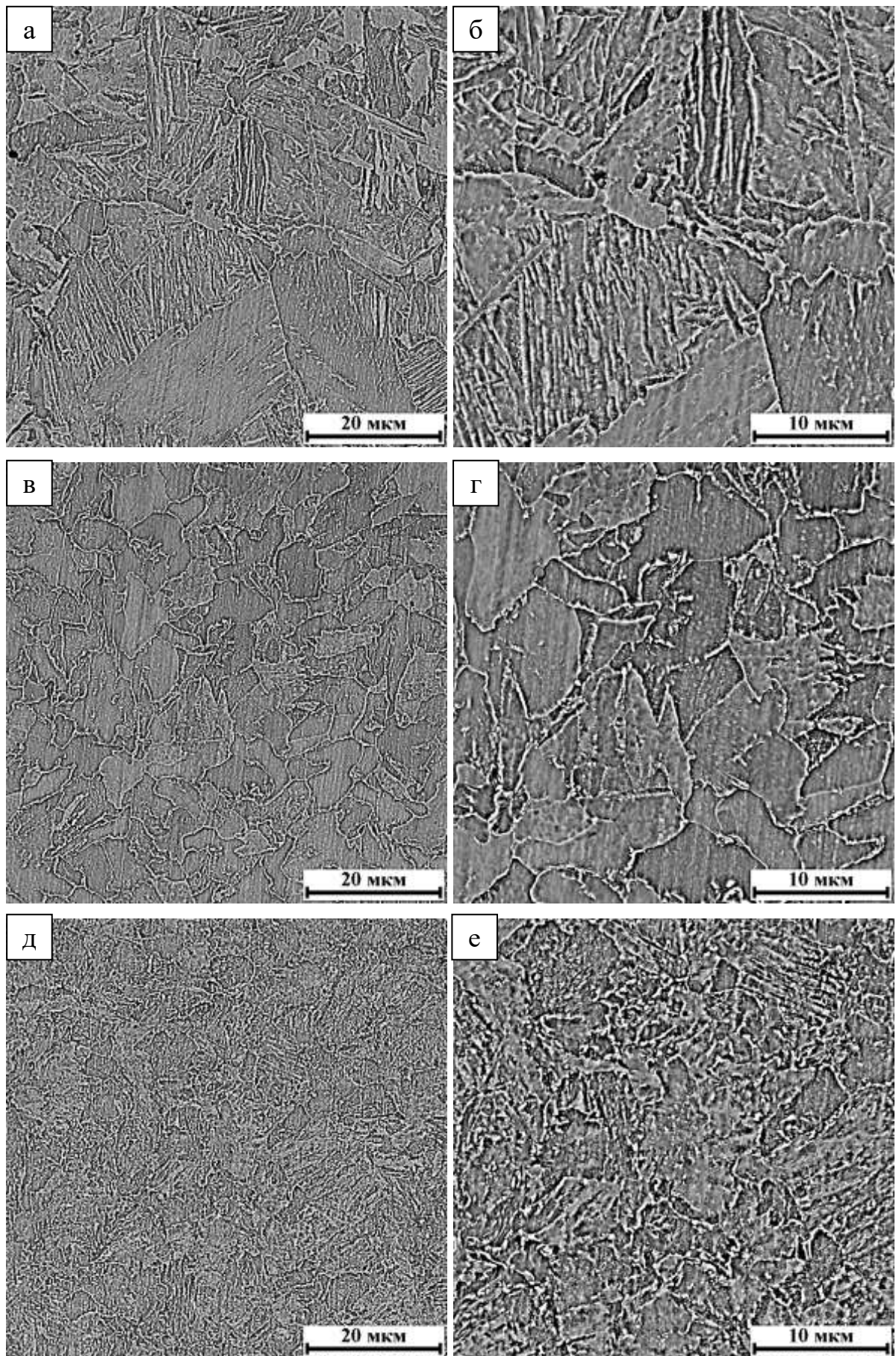


Рисунок 3.1 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в поперечном сечении после закалки и высокого отпуска; а, в, д – $\times 4000$; б, г, е – $\times 8000$. СЭМ.

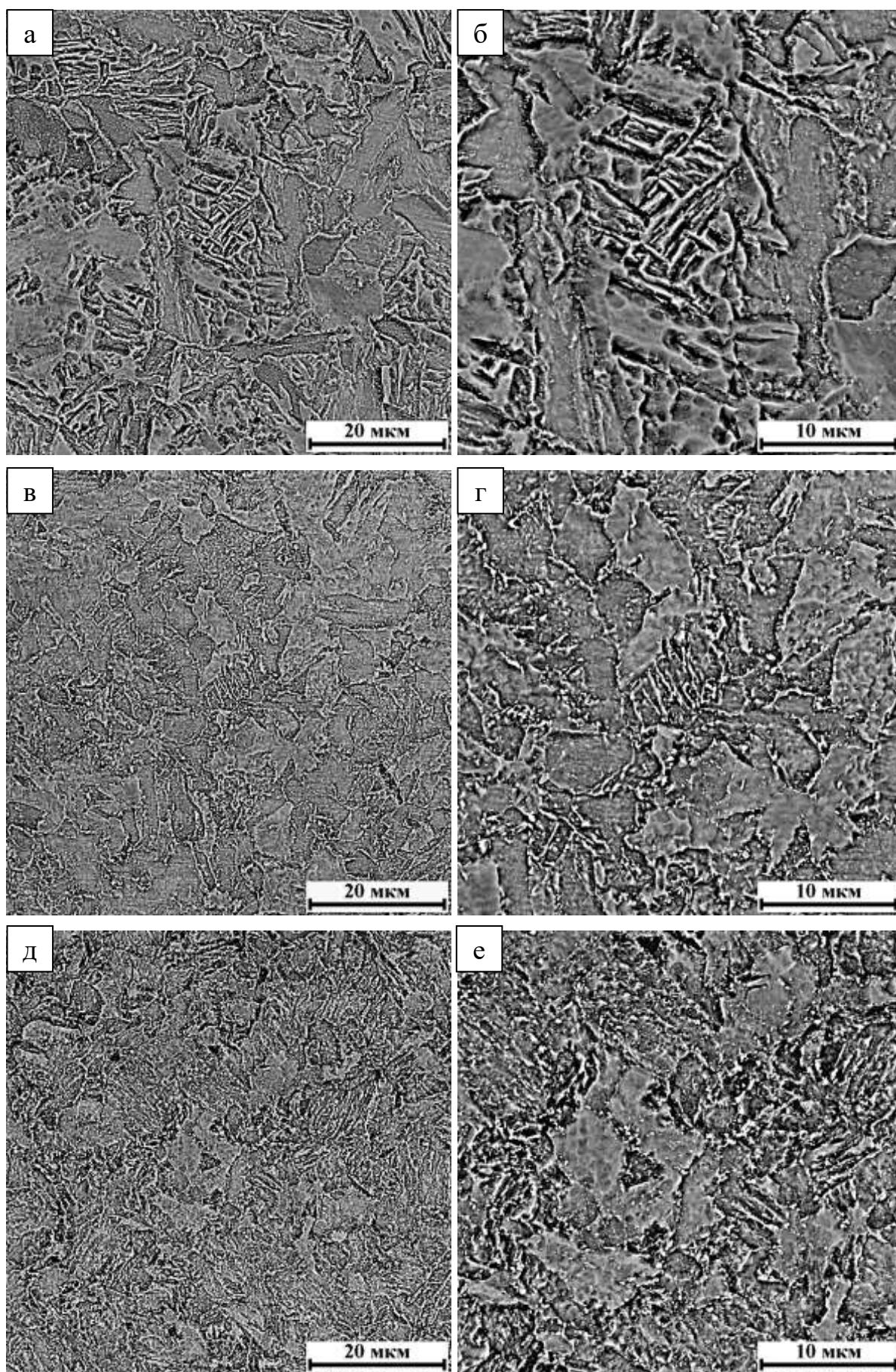


Рисунок 3.2 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в продольном сечении после закалки и высокого отпуска; а, в, д – $\times 4000$; б, г, е – $\times 8000$. СЭМ.

В структуре стали 25 после закалки и последующего высокого отпуска при 570 °С (ДТО №1) в поперечном сечении, наряду со структурными объемами, в которых протекали процессы образования сорбита отпуска, наблюдали микрообъемы, имеющие немартенситное происхождение, что, в свою очередь, свидетельствует о низкой устойчивости переохлажденного аустенита в процессе закалочного охлаждения, рисунок 3.1, в-г. Анализ структуры передельных труб в продольном направлении после проведения ДТО №1 не выявили отличий от структуры, исследованной в поперечном направлении, рисунок 3.2, в-г. Твердость стали 25 после проведения режима 1 составляет 165 НВ.

Закономерности структурообразования стали 35Х в поперечном сечении после закалки с 860 °С и последующего высокого отпуска при 570 °С подобны сталям 09Г2С и 25. Однако, наряду с дисперсным сорбитом отпуска, в стали 35Х наблюдали объемы, в которых присутствовал квазиэвтектоид – троостит, что, как и в стали 25, свидетельствует о недостаточной устойчивости переохлажденного аустенита в процессе закалочного охлаждения, рисунок 3.1, д-е. Структура передельных труб из стали 35Х в продольном направлении показана на рисунке 3.2, д-е, отличий от структуры, исследованной в поперечном направлении, не выявлено. Твердость стали 35Х после проведения ДТО по режиму №1 составляет 222 НВ.

В результате проведения ХРК за 3 последовательных прохода с суммарной степенью деформации 55% (ДТО №2) в поперечном сечении стали 09Г2С наблюдали общее диспергирование структуры, рисунок 3.3, а-б. В продольном сечении наблюдали ярко выраженную вытянутость структуры, рисунок 3.4, а-б. Стоит отметить, что в большинстве структурных объемов, имеющих выраженную вытянутость, наблюдали образование мезо-линий скольжения дислокаций длиной до 100 мкм и более, что свидетельствует о протекании процессов пластического течения на микро- и мезо- уровне.

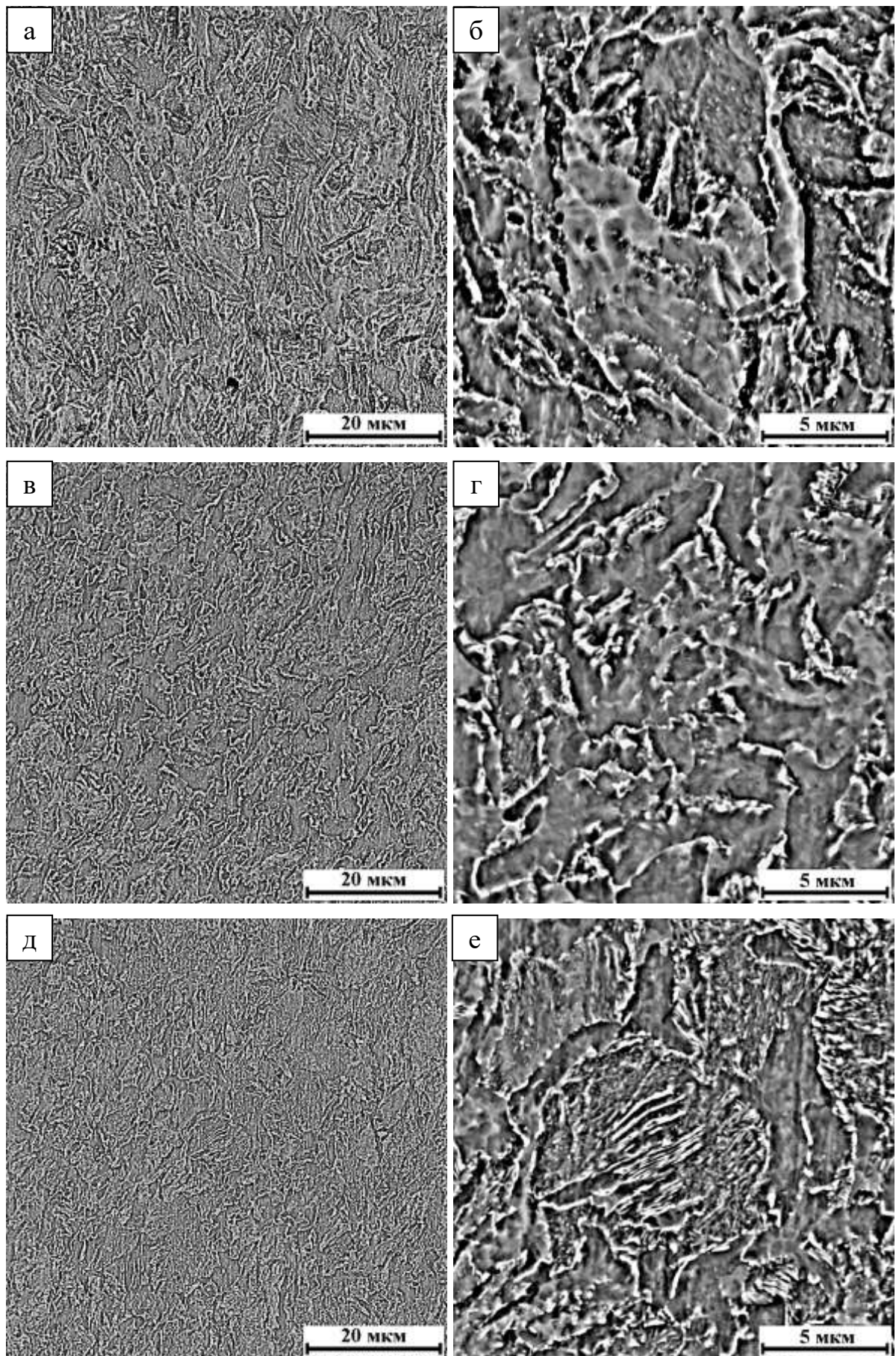


Рисунок 3.3 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в поперечном сечении после ДТО по режиму №2; а, в, д – $\times 4000$; б, г, е – $\times 15000$; СЭМ.

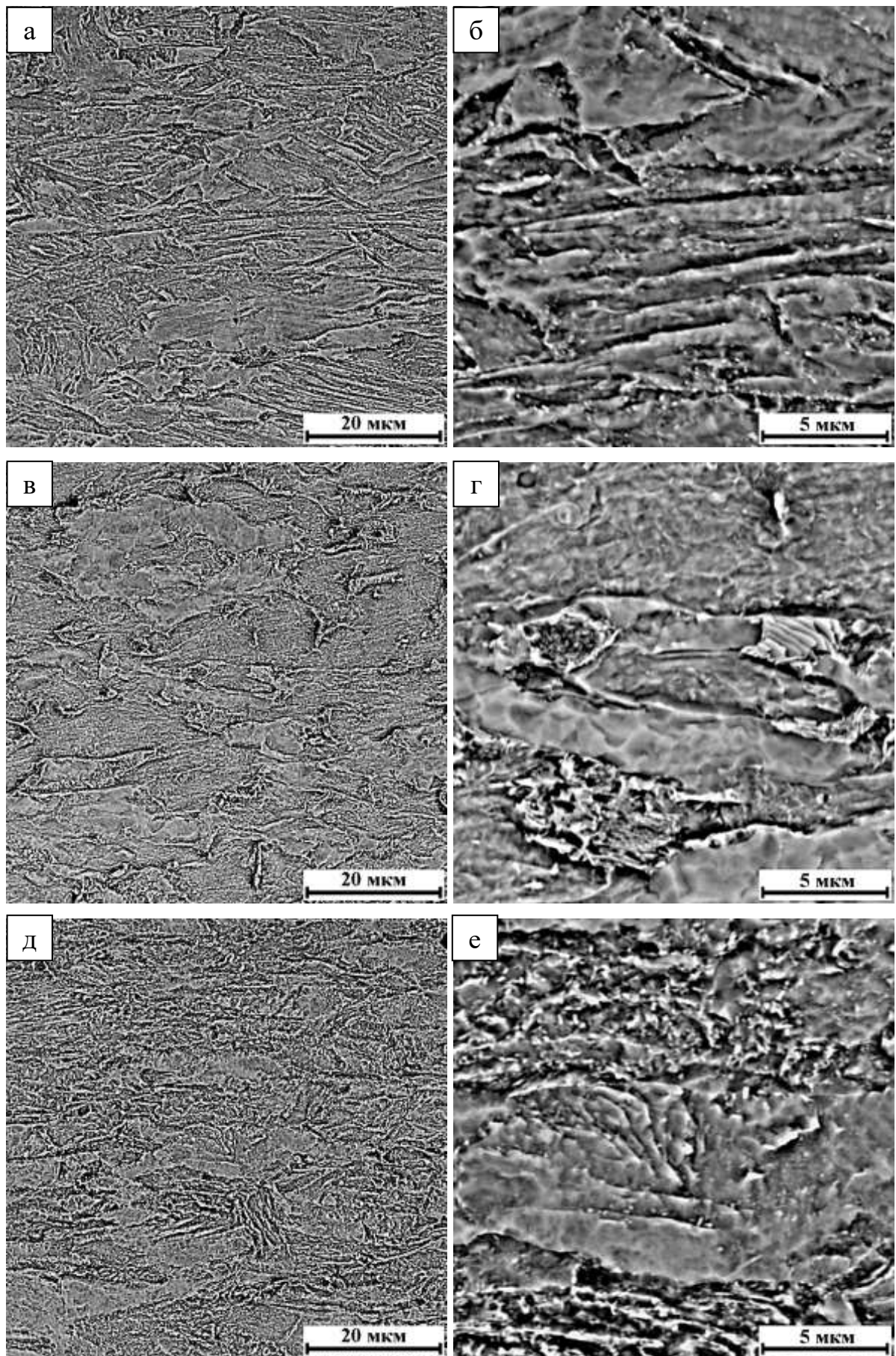


Рисунок 3.4 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в продольном сечении после ДТО по режиму №2; а, в, д – $\times 4000$; б, г, е – $\times 15000$; СЭМ.

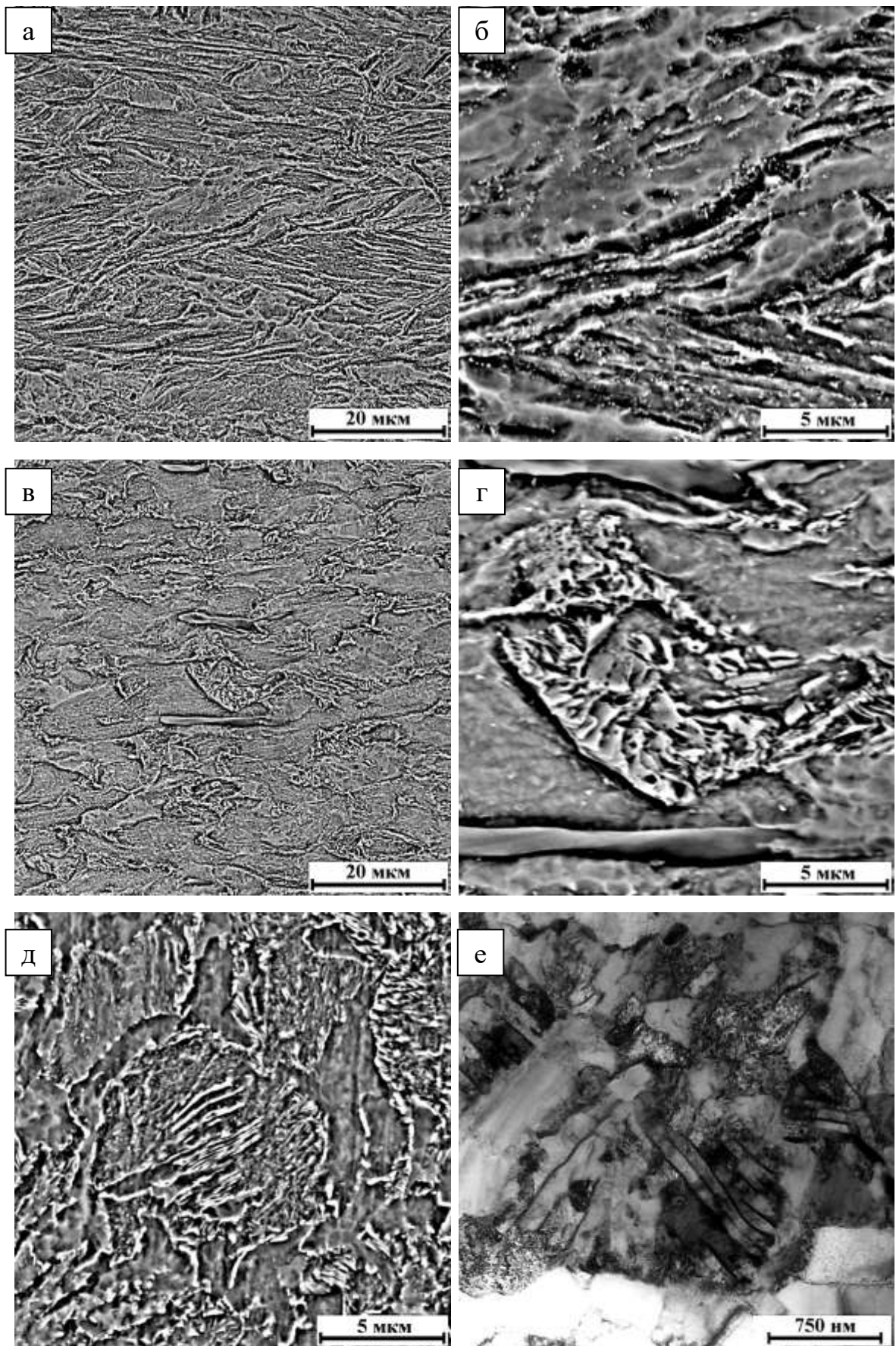


Рисунок 3.5 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в продольном сечении после ДТО по режиму №2; а, в – СЭМ ×4000; б, г, д – СЭМ ×15000; е – ТЕМ ×50000.

Также показано, что при проведении холодной радиальной ковки в структурных объемах в осевом сечении происходил изгиб реек α -фазы и полос мезо-пластического течения, рисунок 3.5, а-б. Твердость стали 09Г2С после проведения ДТО по режиму №2 составляет 240 НВ.

Исследование структуры стали 25 с помощью СЭМ в поперечном сечении показали, что проведение ХРК с общей степенью деформации $\varepsilon=55\%$, как и в случае стали 09Г2С, приводит к общему диспергированию структуры, рисунок 3.3, в-г. В продольном сечении наблюдали вытягивание ферритных полиэдров исходной структуры сорбита отпуска. Мезо-линий скольжения дислокаций, наблюдаемых в структуре стали 09Г2С после проведения аналогичного режима обработки, не обнаружено, рисунок 3.4, в-г. Исследования структуры стали 25 после проведения ДТО №2 также показали, что в продольном и поперечном сечении, в структурных объемах немартенситного происхождения, наблюдается выделение дисперсных карбидов, по траектории, имеющей изогнутый характер, рисунок 3.3, г, рисунок 3.5, г. Твердость стали 25 после проведения ДТО по режиму №2 составляет 228 НВ.

После проведения ДТО по режиму №2 в стали 35Х происходит существенное измельчение элементов структуры и субструктуры, рисунок 3.3, г-д. В продольном сечении все структурные элементы вытянуты, рисунок 3.4, д-е. Стоит отметить, что в отдельных микрообъемах наблюдали изгиб пластинок цементита в тонкопластинчатом эвтектоиде – троостите, рисунок 3.5, д-е. Наличие резкого контраста у соседних субзерен свидетельствует о формировании высокоугловых разориентировок и, как следствие, о возможном протекании низкотемпературной динамической рекристаллизации [134]. Твердость стали 35Х после проведения ДТО по режиму №2 составляет 264 НВ.

Исследования структуры после проведения ХРК и отжига при 300 °С исходно высокоотпущенной передельной трубы из стали 09Г2С в поперечном сечении, не выявили существенных отличий по сравнению с режимом ДТО №2. Однако, по сравнению с режимом №2, наблюдали увеличение количества объемов с изогнутыми рейками α -фазы, рисунок 3.6, а-б, данный факт связан с

перераспределением напряжений, сформированных в результате проведения холодной радиальнойковки, при проведении отжига при 300 °С. В продольном сечении, как и после проведения режима №2, наблюдали общую вытянутость всех структурных элементов. Дополнительно можно отметить, что ДТО по режиму №3 привела к выделению цепочек карбидов по границам изогнутых структурных элементов, рисунок 3.7, а-б. Твердость стали 09Г2С после проведения ДТО по режиму №3 составляет 248 НВ.

Исследование структуры стали 25 в поперечном сечении с помощью СЭМ после проведения ДТО режиму №3, по сравнению с режимом №2 не выявили существенных отличий. Однако в стали 25 после проведения режима №3 наблюдали выделение карбидов в структурных объемах немартенситной морфологии, рисунок 3.6, б-в. В продольном сечении, как и после проведения ДТО по режиму №2 наблюдали общее вытягивание структуры, основные закономерности структурообразования точно такие же, как и в поперечном сечении, рисунок 3.7, б-в. Твердость стали 25 после проведения ДТО по режиму №3 составляет 228 НВ.

Анализ структуры стали 35Х после обработки по режимам №3 и №2 не выявил существенных различий, рисунок 3.6, д-е. В продольном сечении образцов после обработки по режиму №3, как и по режиму №2, обнаружено вытягивание структурных элементов в осевом направлении, рисунок 3.7, д-е. Стоит отметить, что после ДТО по режиму №3 в поперечном сечении в тонкопластинчатом эвтектоиде – троостите, наблюдается выпрямление цементитных пластинок и начало их фрагментации, рисунок 3.8, а-б. В осевом сечении также происходит фрагментация цементитных пластинок, как и в поперечном сечении, рисунок 3.7, е. Твердость стали 35Х после проведения ДТО по режиму №3 составляет 271 НВ.

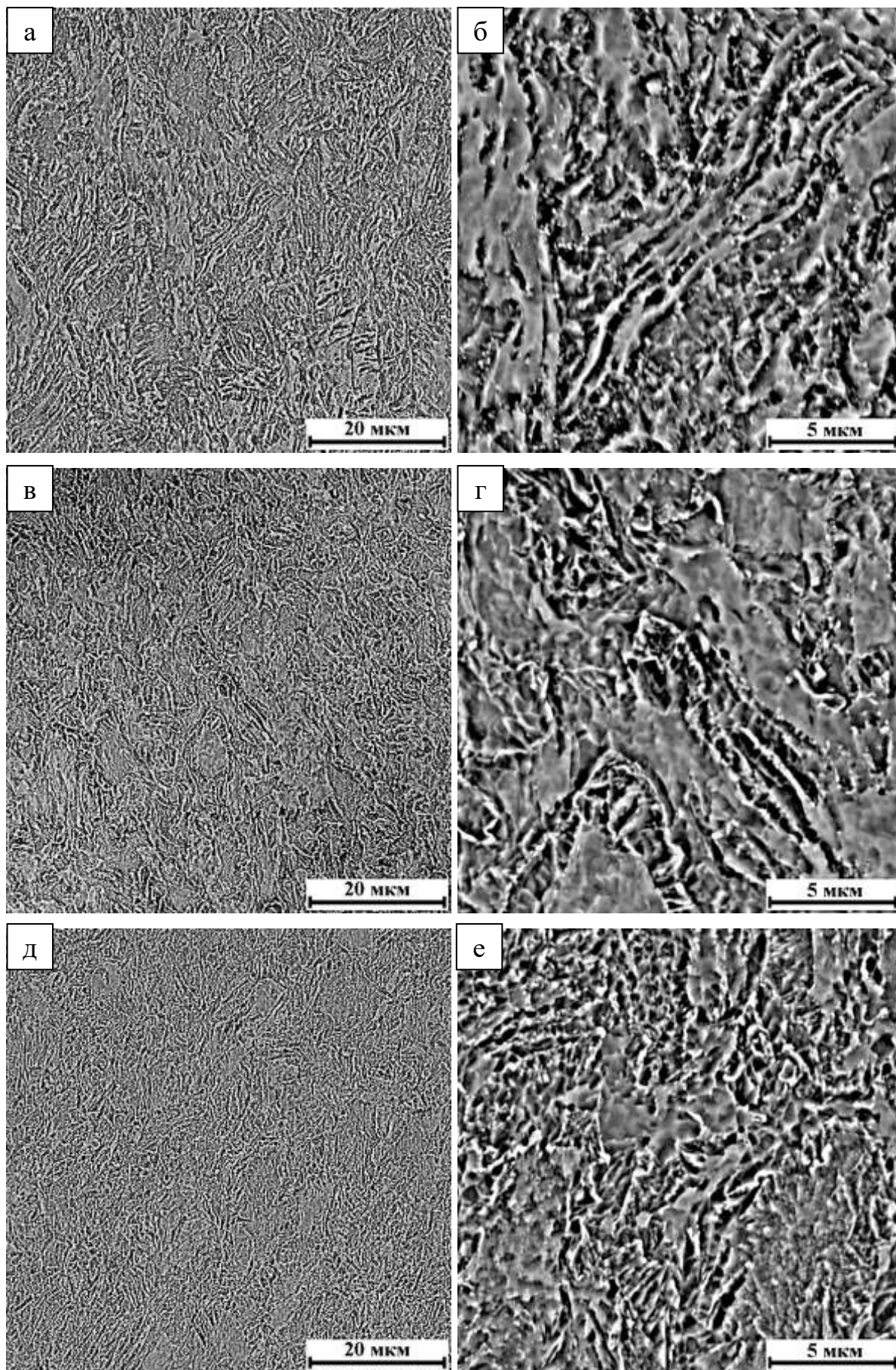


Рисунок 3.6 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в поперечном сечении после ДТО по режиму №3; а, в, д – $\times 4000$; б, г, е – $\times 15000$; СЭМ.

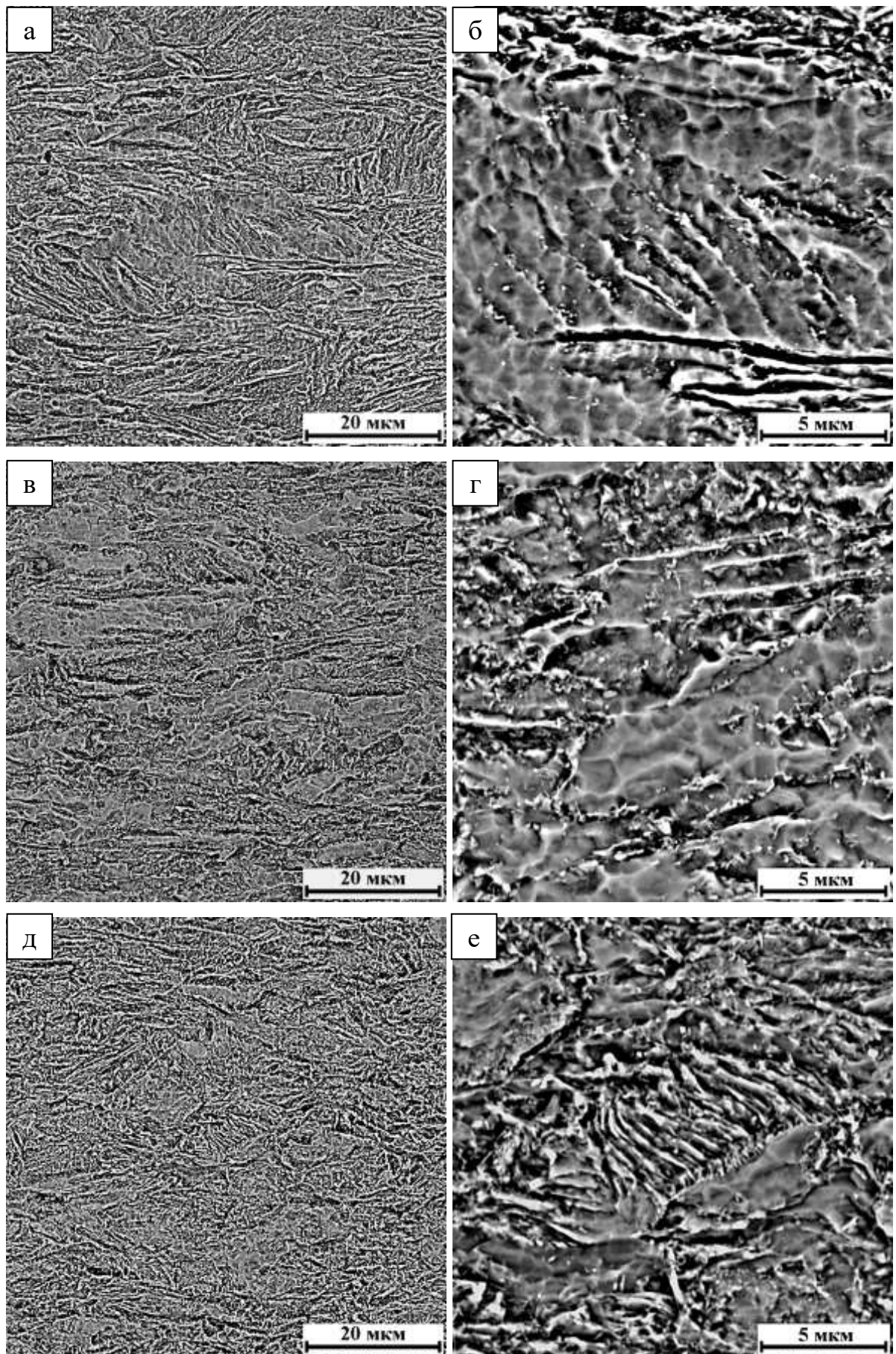


Рисунок 3.7 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в продольном сечении после ДТО по режиму №3; а, в, д – $\times 4000$; б, г, е – $\times 15000$. СЭМ.

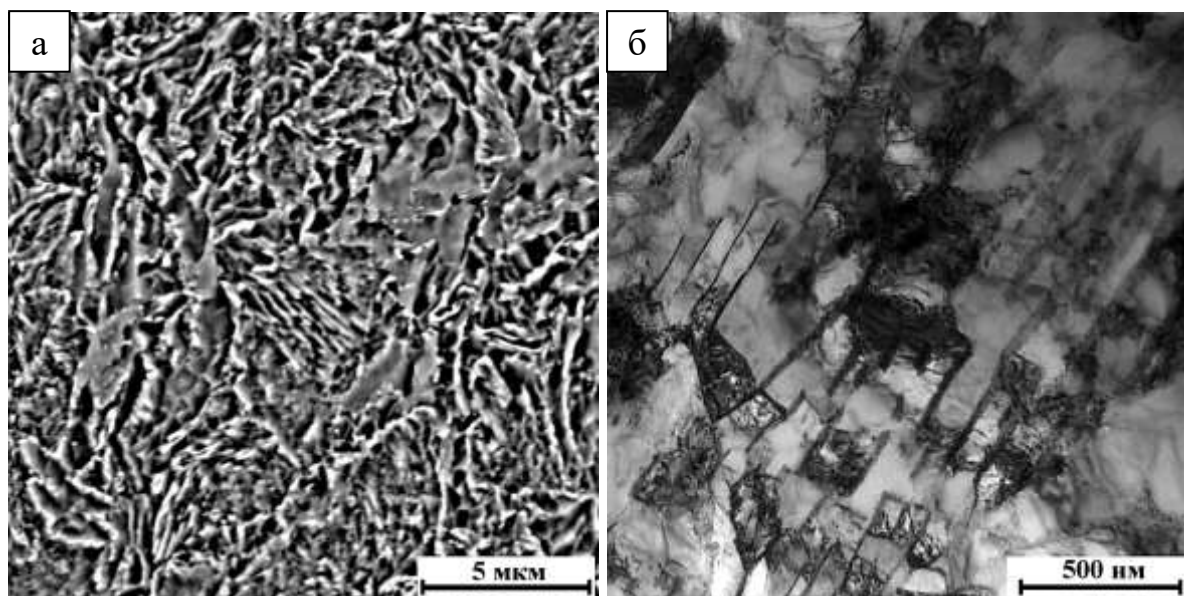


Рисунок 3.8 - Структура стали 35X в поперечном сечении после проведения ХРК и отжига при 300 °С; а – СЭМ ×15000; б – ТЭМ ×100000.

После проведения ДТО по режиму №4 в стали 09Г2С в поперечном сечении наблюдали ультрамелкозернистую и однородную зеренную/субзеренную структуру, рисунок 3.9, а-б, со средним размером зерен/субзерен 0,7 мкм, рисунок 3.10, а. В продольном сечении общая направленность структуры сохраняется, рисунок 3.11, а-б. Субструктурные элементы (ячейки) в продольном сечении в основном образуются в структурных объемах, имеющих признаки мезо-пластического течения унаследованных после проведения ДТО по режима №2, показаны стрелками на рисунке 3.12, а. Стоит отметить, что в структурных объемах, имеющих признаки пластического течения [135], часто можно наблюдать треки композиционного контраста (светлые линии), в которых четко видны близкорасположенные ультрадисперсные карбидные частицы, показаны стрелками на рисунке 3.12, б, что является следствием протекания процесса перераспределения углерода в данных структурных объемах [136]. Твердость стали 09Г2С после проведения ДТО по режиму №4 составляет 218 НВ.

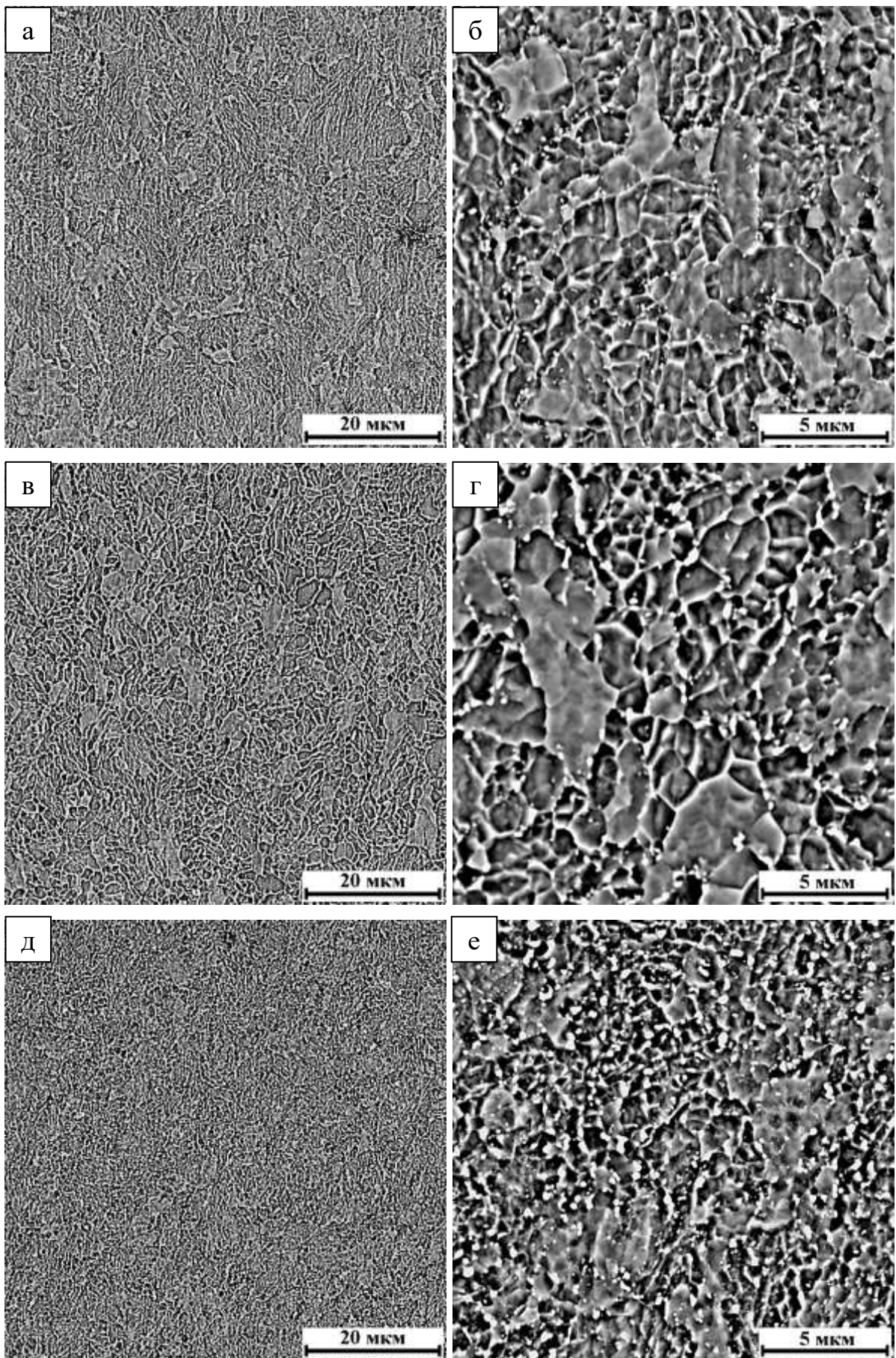


Рисунок 3.9 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в поперечном сечении после ДТО по режиму №4; а, в, д – $\times 4000$; б, г, е – $\times 15000$. СЭМ.

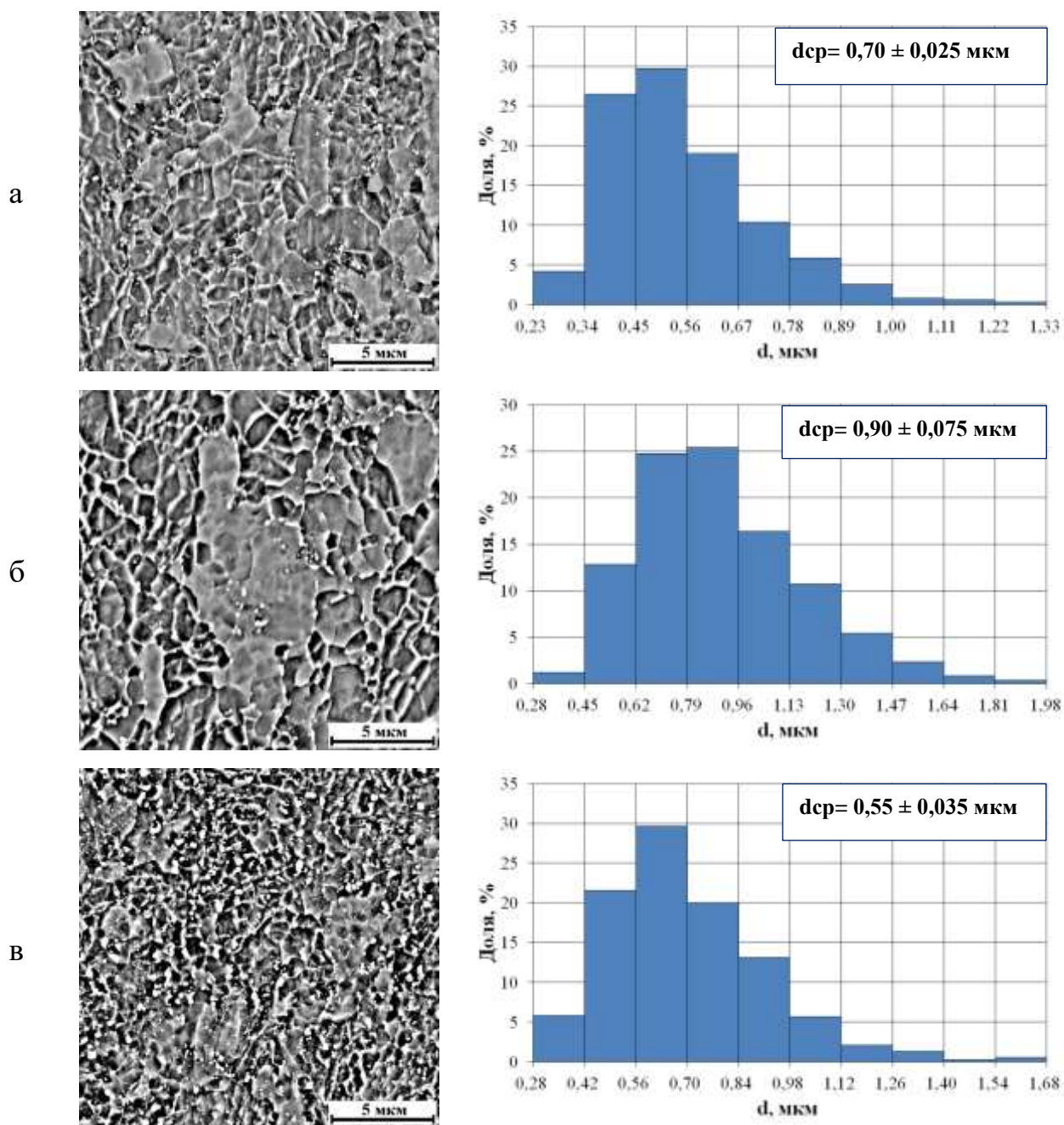


Рисунок 3.10 - Структура сталей 09Г2С (а), 25 (б) и 35Х (в) $\times 15000$ и распределение зерен/субзерен по диаметрам. ДТО №4.

После проведения ХРК и последующего отжига при температуре 600°C в стали 25 (ДТО № 4), результаты структурных исследований, выполненных с помощью СЭМ, подтверждают основные закономерности структурообразования, как и в случае со сталью 09Г2С, и свидетельствуют о наличии ультрамелкозернистой и однородной зеренной/субзеренной структуры, рисунок 3.9, в-г, со средним размером зерна/субзерна $0,9$ мкм, рисунок 3.10, б.

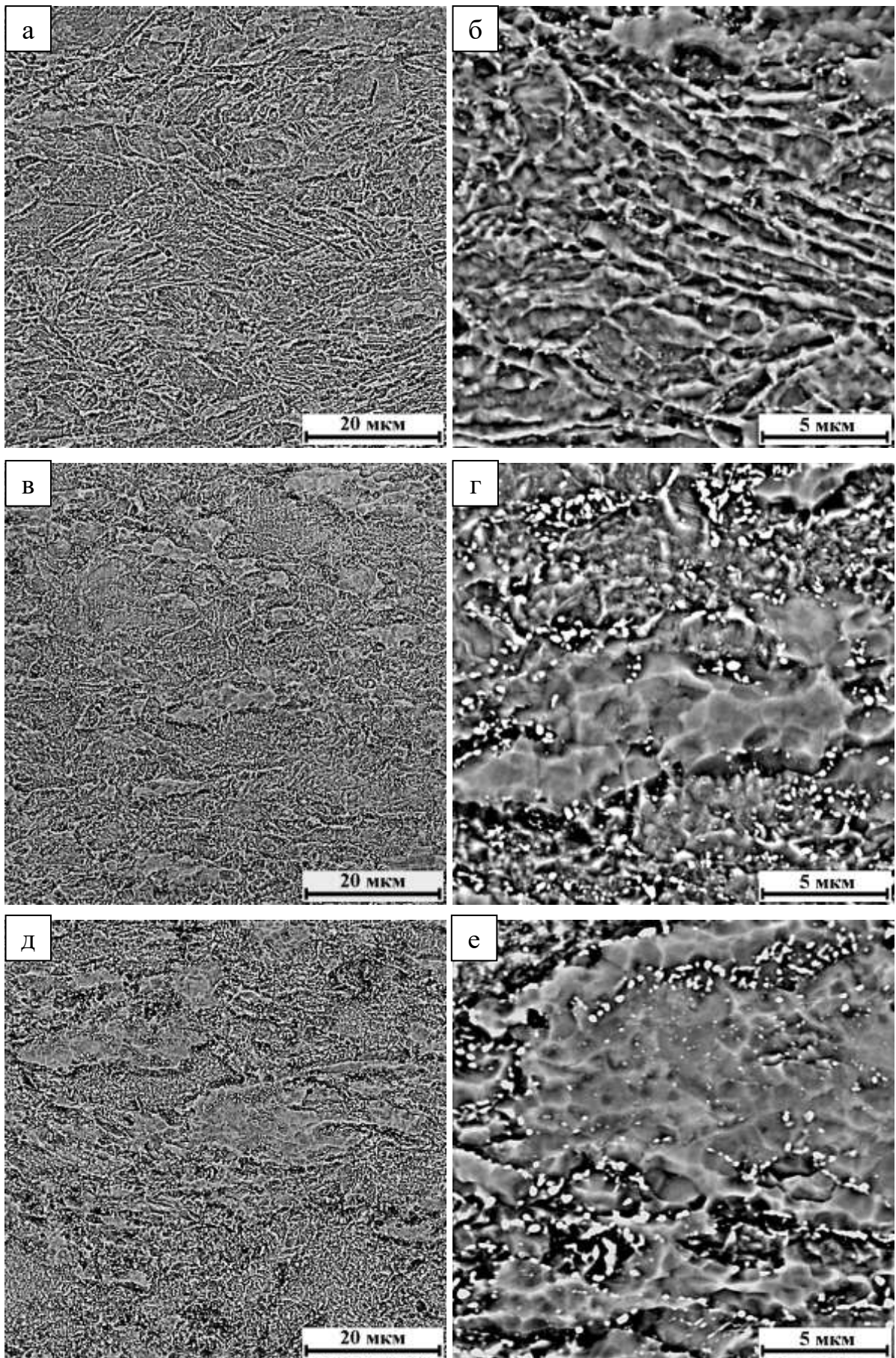


Рисунок 3.11 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) в продольном сечении после ДТО по режиму №4; а, в, д – $\times 4000$; б, г, е – $\times 15000$. СЭМ.

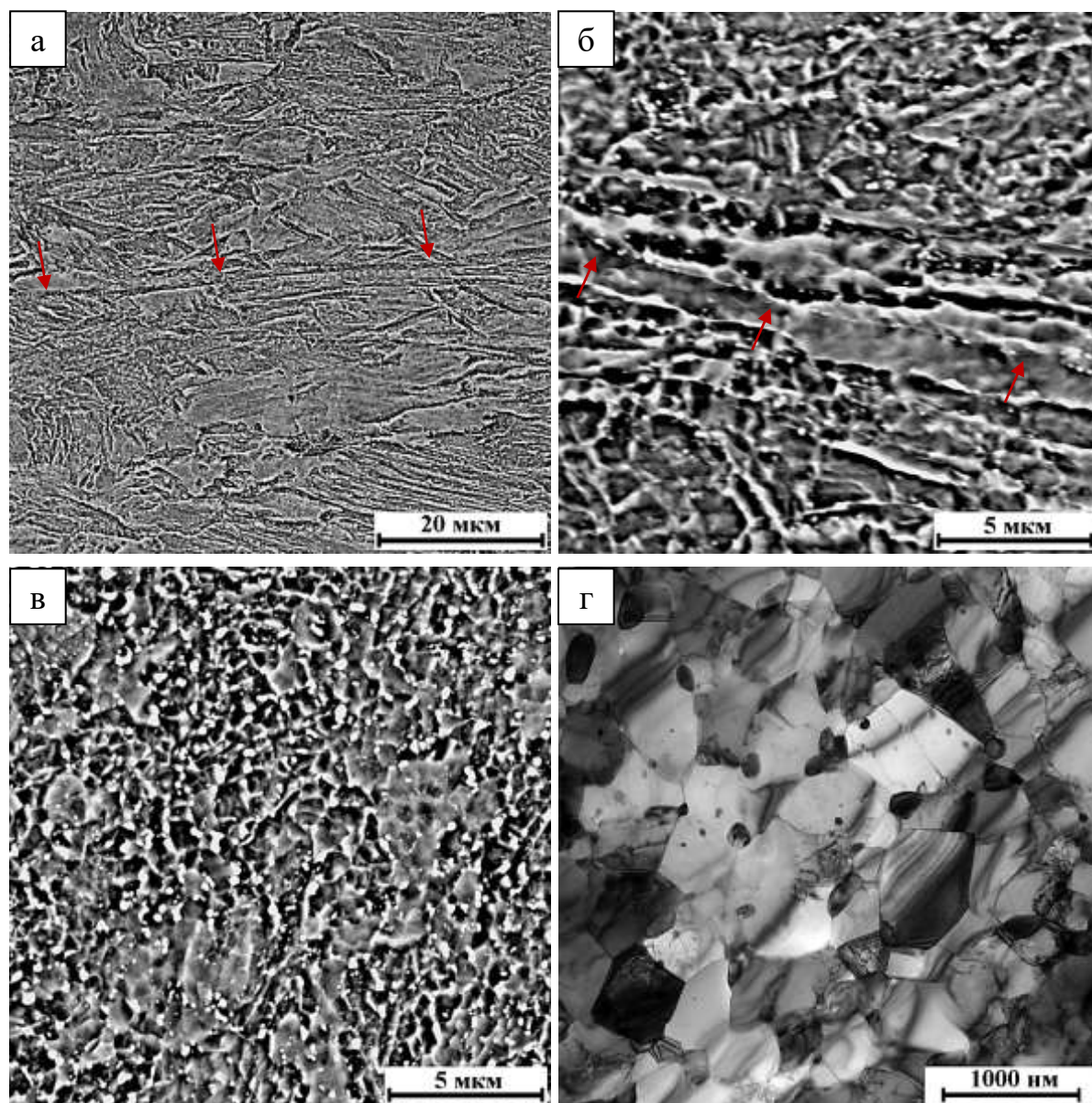


Рисунок 3.12 - Структура сталей 09Г2С (а, б) и 35Х (в, г) в продольном (а, б) и поперечном (в, г) сечении после ДТО по режиму №4; а – СЭМ $\times 4000$; б, в – СЭМ $\times 15000$; г - ТЕМ $\times 50000$.

В осевом сечении, как и после проведения ДТО по режимам №2 и №3, наблюдали вытянутость всех элементов структуры, однако в структурных объемах имеющих морфологию ферритных полиэдров происходит образование дисперсной субструктуры, рисунок 3.11, в-г. Важно отметить, что обработка по режиму №4 приводит к исчезновению объемов структуры, имеющей немартенситную морфологию, как в поперечном, так и в продольном направлении. Также наблюдали выделение карбидов, как по границам, так и внутри зерен/субзерен,

рисунок 3.9, 3.10, г. Твердость стали 25 после проведения ДТО по режиму №4 составляет 214 НВ.

Проведение ДТО по режиму №4 стали 35Х привело к образованию однородной и высокодисперсной зеренной/субзеренной структуры в поперечном сечении, рисунок 3.9, д-е. Средние размеры зерен/субзерен составляют 0,55 мкм, рисунок 3.10, в. В осевом сечении общая направленность структуры сохраняется, рисунок 3.11, д-е. По границам зерен/субзерен расположены крупные карбидные частицы, значительно более мелкие частицы выделялись внутри элементов структуры, рисунок 3.12, в-г. Следует отметить, что проведение ДТО по режиму №4 приводит к практически полному исчезновению троостита, что свидетельствует о протекании процессов глобуляризация цементитных пластинок, входящих в состав тонкопластинчатого эвтектоида, в процессе отжига. Твердость стали 35Х после проведения режима 4 составляет 234 НВ.

Результаты проведения дюрометрических испытаний исследуемых сталей после режимов ДТО №№1-4 представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 - Изменение твердости сталей 09Г2С, 25 и 35Х после проведения ДТО.

Сталь	Твердость, НВ			
	Режим №1	Режим №2	Режим №3	Режим №4
09Г2С	208	240	247	218
25	165	228	228	214
35Х	222	264	271	234

3.2. Изменение прочности и пластичности сталей в результате проведения деформационно-термической обработки

Испытания на статическое растяжение сталей, обработанных по режимам ДТО №1-4, проводили с записью диаграмм «напряжение – относительное удлинение», рисунок 3.13-3.16. Результаты испытаний представлены в таблице 3.2.

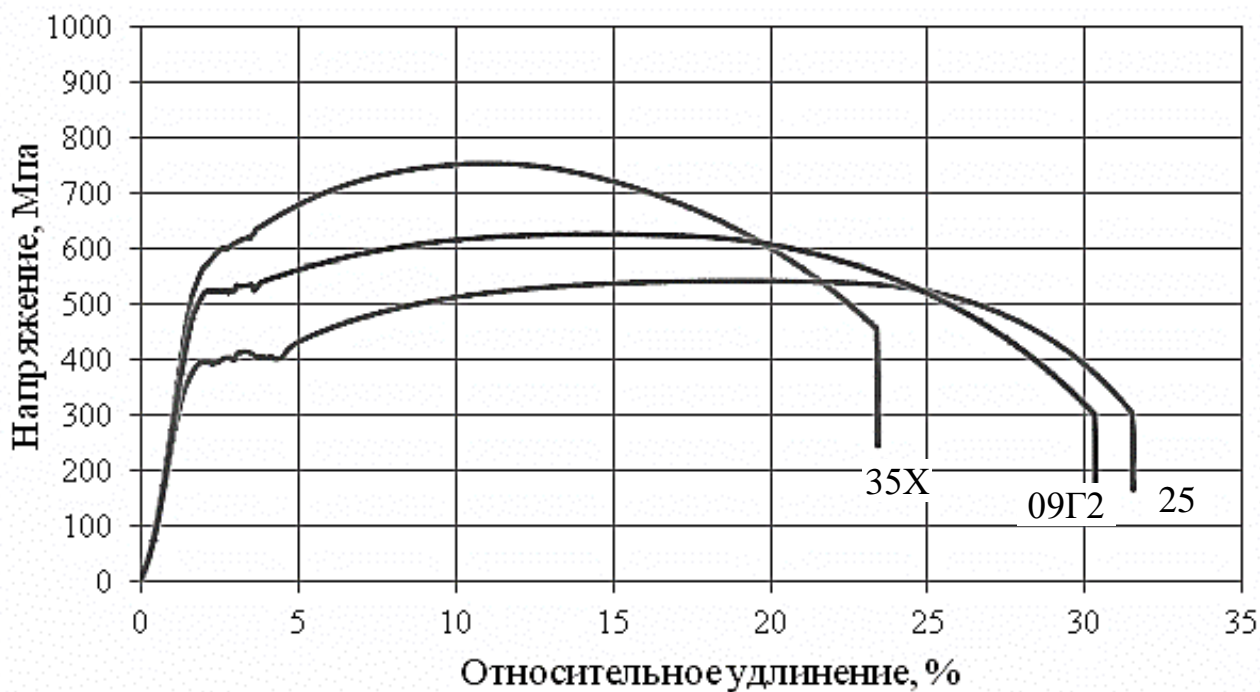


Рисунок 3.13 - Условная диаграмма одноосного растяжения образцов исследуемых сталей, прошедших ДТО по режиму №1.

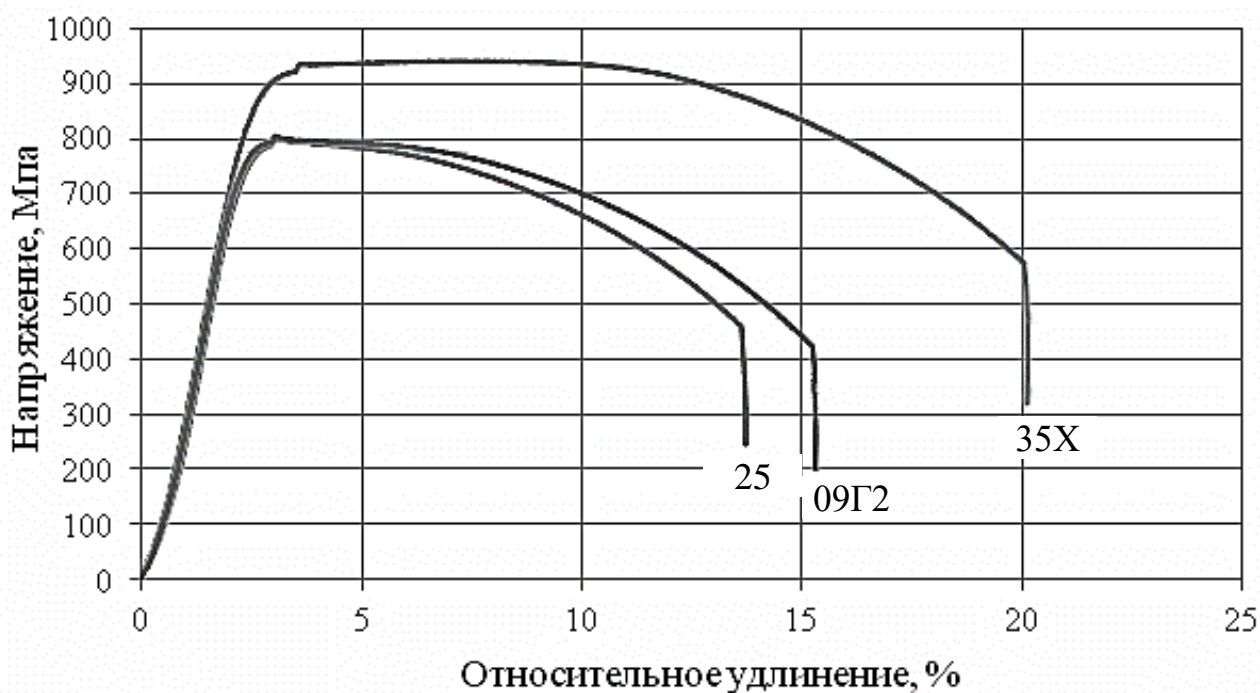


Рисунок 3.14 - Условная диаграмма одноосного растяжения образцов исследуемых сталей, прошедших ДТО по режиму №2.

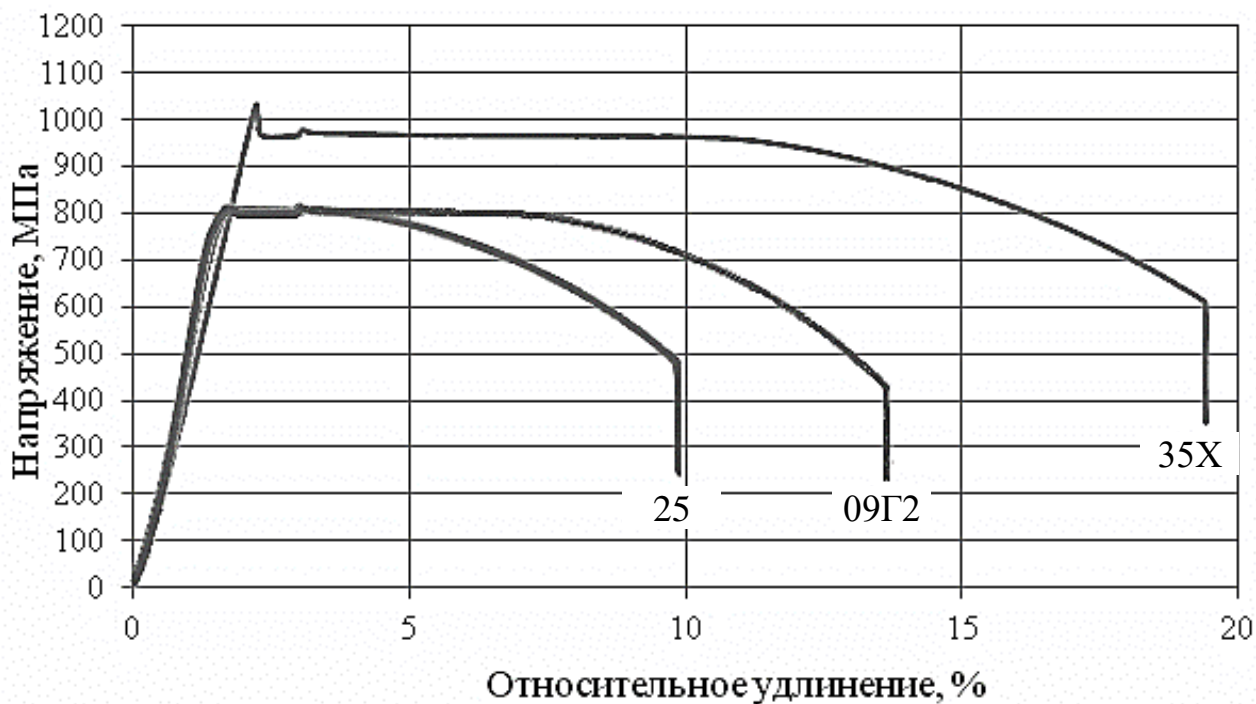


Рисунок 3.15 - Условная диаграмма одноосного растяжения образцов исследуемых сталей, прошедших ДТО по режиму №3.

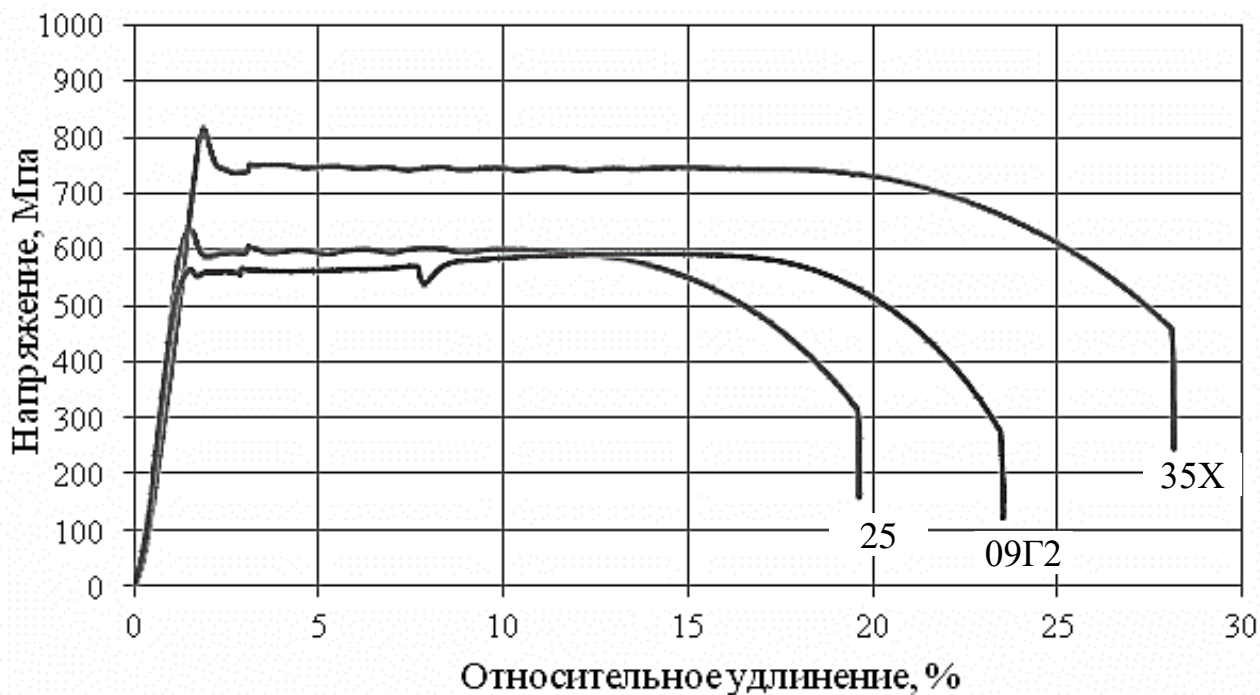


Рисунок 3.16 - Условная диаграмма одноосного растяжения образцов исследуемых сталей, прошедших ДТО по режиму №4.

Таблица 3.2 - Характеристики прочности и пластичности сталей, подвергнутых ДТО по режимам 1-4.

Режим ДТО, №	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ
	МПа		%	
Сталь 09Г2С				
1	520	650	33	79
2	770	825	17,5	69,5
3	810	820	13	70,5
4	560	595	23	74
Сталь 25				
1	400	570	31	76,5
2	765	825	13,5	65,5
3	815	820	9,8	66
4	640	645	21	73,5
Сталь 35Х				
1	580	780	24	70
2	865	965	21	65
3	1035	1035	17	60
4	830	830	27	67

Анализ результатов испытаний исследуемых сталей на статическое растяжение показал, что после проведения ДТО по режиму №1, на диаграммах растяжения для всех сталей характерно наличие площадки текучести, при этом она максимальна в нелегированной стали 25, рисунок 3.13. Далее следует область деформационного упрочнения. В сталях 09Г2С и 25 эти области более протяженны по сравнению со сталью 35Х. В целом, полученные диаграммы одноосного растяжения имеют традиционный, для конструкционных сталей, вид.

Максимальными характеристиками прочности, при минимальных характеристиках пластичности, после ДТО по режиму №1, обладает сталь 35Х, таблица 3.2. Наименьшими прочностными характеристиками обладает сталь 25 по

причине низкой устойчивости переохлажденного аустенита в процессе закалочного охлаждения.

Проведение ХРК после закалки и высокого отпуска передельных труб (режим ДТО №2) приводит к некоторому изменению вида диаграмм одноосного растяжения, рисунок 3.14, по сравнению с высокоотпущенным состоянием - исчезает площадка текучести, вследствие чего после ДТО по режиму №2 в исследуемых сталях реализуется только условный предел текучести $\sigma_{0,2}$. Отсутствие на диаграммах растяжения площадки текучести свидетельствует о том, что проведение ХРК передельных труб со степенью 55% исчерпывает возможности исследуемых материалов к равномерному пластическому деформированию. В результате обработки передельных труб по режиму №2 наблюдали повышение уровня прочностных характеристик и снижение уровня пластичности. Наибольшее увеличение условного предела текучести зафиксировано в стали 25 – по сравнению с высокоотпущенным состоянием он увеличивается на ~90%, а предел прочности на ~45%. Предел текучести в сталях 09Г2С и 35Х вырос на ~50%, предел прочности - на ~25%, таблица 3.2. Такое поведение прочностных характеристик можно объяснить тем, что сталь 25 в исходном высокоотпущенном состоянии имеет минимальные значения прочностных характеристик, из-за наименьшей прокаливаемости среди всех исследуемых сталей.

Существенной особенностью на диаграмме растяжения исследуемых сталей после проведения ДТО по режиму №3 является появление ярко выраженного зуба текучести у стали 35Х. На диаграммах одноосного растяжения сталей 09Г2С и 25 зуб текучести тоже наблюдается, но выражен незначительно по сравнению со сталью 35Х, рисунок 3.15. После «зуба текучести» можно наблюдать пологий, участок незначительного упрочнения. В данном случае, значения верхнего предела текучести и временного сопротивления разрыву оказываются практически равны.

Последеформационный отжиг при температуре 300 °С приводит к некоторому росту характеристик прочности. Максимальные значения предела текучести и прочности среди сталей и всех режимов наблюдали у стали 35Х, $\sigma_{0,2} = \sigma_B = 1035$ МПа. Важно отметить, что проведение ДТО по режиму №3 в сталях 09Г2С

и 25 не приводит к повышению значений предела прочности, значения остаются на уровне обработки по режиму №2, однако происходит повышение значений предела текучести до максимальных и становится практически равным значению предела прочности. Характеристики пластичности для всех сталей среди всех режимов достигают минимальных значений, таблица 3.2.

Проведение обработки по режиму ДТО №4 не изменяет вид диаграмм растяжения, рисунок 3.16. Величина «зуба» текучести и напряжение на площадке уменьшаются, а протяженность площадки по оси деформации - существенно увеличивается. Проведение режима №4 приводит к снижению характеристик прочности и увеличению характеристик пластичности, таблица 3.2.

3.3. Исследование изменения ударной вязкости и характеристик динамической трещиностойкости в результате проведения холодной радиальнойковки и последеформационных отжигов

Результаты оценки влияния длины усталостной трещины на ударную вязкость (КСТ) сталей 09Г2С, 25 и 35Х после проведения ДТО по режимам №1-4 приведены на рисунке 3.17. Из рисунка видно, что увеличение относительной длины усталостной трещины приводит к снижению ударной вязкости исследуемых сталей 09Г2С, 25 и 35Х после всех режимов обработки снижается. Увеличение относительной длины трещины до значений 0,65 и более свидетельствует о том, что стабилизации уровня ударной вязкости не наблюдается. После проведения режимов ДТО №1/№4 в сталях 09Г2С, 25 и 35Х наблюдали максимальные значения ударной вязкости, уровень которых при стандартной длине трещины ($\lambda = 0,27$) равен 2,1/2,2, 2,0/1,8 и 1,27/1,16 МДж/м², соответственно. После проведения обработки по режимам №2/№3 наблюдали снижение уровня ударной вязкости при стандартной длине трещины относительно исходного высокоотпущенного состояния: 1,75/1,65, 1,7/1,57 и 0,86/0,85 МДж/м² для сталей 09Г2С, 25 и 35Х соответственно. Результаты оценки ударной вязкости исследуемых сталей, подвергнутых ДТО представлены в таблице 3.3.

Макрофрактографический анализ свидетельствует о том, боковая утяжка на образцах стали 09Г2С после проведения режимов ДТО №1-4 уменьшается, но не устраняется полностью, рисунок 3.18-3.21.

Таблица 3.3 - Изменение ударной вязкости и характеристик динамической трещиностойкости исследуемых сталей после проведения ДТО.

Режим ДТО, №	КСТ, МДж/м ²	КСТ*, МДж/м ²	λ^*
Сталь 09Г2С			
1	2,10	1,24	0,68
2	1,75	0,82	0,68
3	1,65	0,73	0,60
4	2,20	1,17	0,78
Сталь 25			
1	2,00	1,09	0,67
2	1,70	0,79	0,63
3	1,57	0,73	0,62
4	1,80	0,97	0,64
Сталь 35Х			
1	1,27	0,78	0,64
2	0,86	0,63	0,59
3	0,85	0,58	0,57
4	1,16	0,81	0,74

Динамические испытания образцов с боковыми V-образными надрезами глубиной 1 мм (КСТ*) по методике [58, 127, 137], целью которой является увеличение жесткости напряженного состояния при динамических испытаниях, показали, что удельная энергия разрушения образцов конструкционных во всех случаях для всех исследуемых сталей является постоянной величиной. Таким образом, отсутствие влияние относительной длины трещины на значения КСТ* свидетельствует о том, что развитие трещин в сталях 09Г2С [138], 25 и 35Х, после обработки по режимам №1-4, происходит в условиях, максимально приближенных к плоскодеформированному состоянию (ПДС), рисунок 3.22.

Визуальный фрактографический анализ разрушенных ударных образцов с дополнительными боковыми V-образными надрезами свидетельствует о том, что боковые утяжки полностью отсутствуют. Незначительная утяжка у всех

исследуемых сталей все же сохраняется в области «донного выбега» трещины, рисунок 3.23-3.26, однако она не вносит значительного вклада в общий уровень энергоемкости разрушения.

По результатам испытаний образцов тип 17 по ГОСТ 9454-78, с длиной трещины $\lambda=0,27-0,7$, и образцов такого же типоразмера с дополнительными боковыми надрезами по методике [127] было произведено построение диаграммы динамической трещиностойкости (ДДТ) сталей, после термической и деформационно-термической обработки, рисунок 3.27. Характеристики динамической трещиностойкости, полученные в результате анализа ДДТ, приведены в таблице 3.3. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что для стали 09Г2С значения динамической трещиностойкости после проведения режимов ДТО №2 и №3, по сравнению с режимом №1, уменьшаются. Однако между режимами №2 и №3 наблюдается стабилизация уровней КСТ/КСТ* со значениями $1,75/1,65$ МДж/м² и $0,82/0,73$ МДж/м². Величина критической относительной длины трещины, λ^* , изменяется нелинейно – после обработки по режиму №2 остается на одном уровне с исходным состоянием $\lambda^* = 0,68$, после проведения обработки по режиму №3 – снижается до уровня 0,6. Проведение режима ДТО №4 приводит к тому, что уровень КСТ*, прочность и пластичность восстанавливаются до значений высокоотпущенного состояния. Стоит отметить, что проведение режима №4 приводит к существенному росту значений λ^* до 0,78, по сравнению с исходным состоянием, при котором λ^* имеет значение 0,68.

В стали 35Х наблюдаются тенденции аналогичные стали 09Г2С, так после проведения режимов №2 и №3 значения динамической трещиностойкости и ударной вязкости по сравнению с режимом №1, уменьшаются. Между режимами №2 и №3 наблюдается стабилизация уровня КСТ и КСТ*. Максимальный уровень динамической трещиностойкости наблюдается после проведения ДТО по режиму №4, КСТ*= $0,81$ МДж/м². Проведение режима ДТО №4 в стали 35Х приводит к существенному росту значений λ^* до 0,74, по сравнению с высокоотпущенным состоянием.

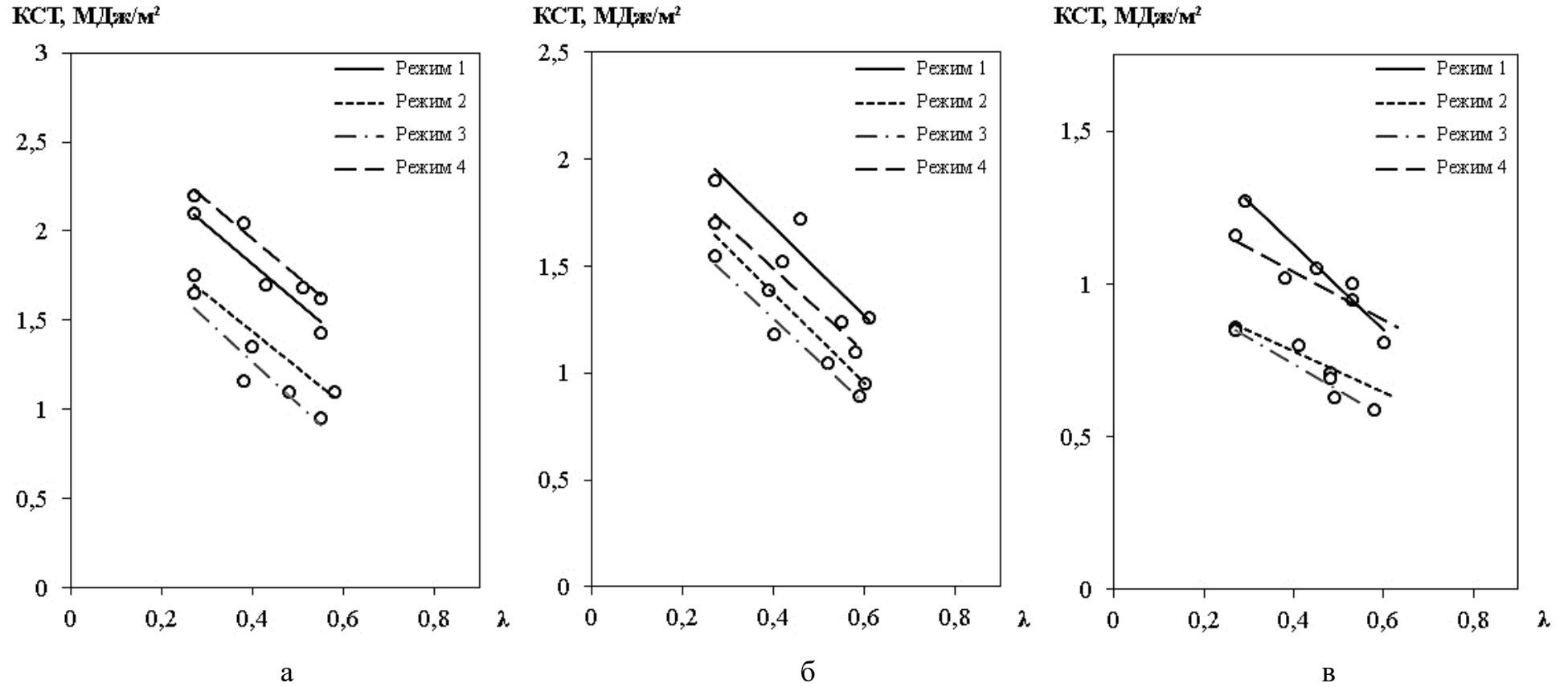


Рисунок 3.17 - Зависимости ударной вязкости КСТ сталей 09Г2С (а), 25 (б) и 35Х (в), обработанных по режимам ДТО № 1-4, от относительной длины трещины λ .

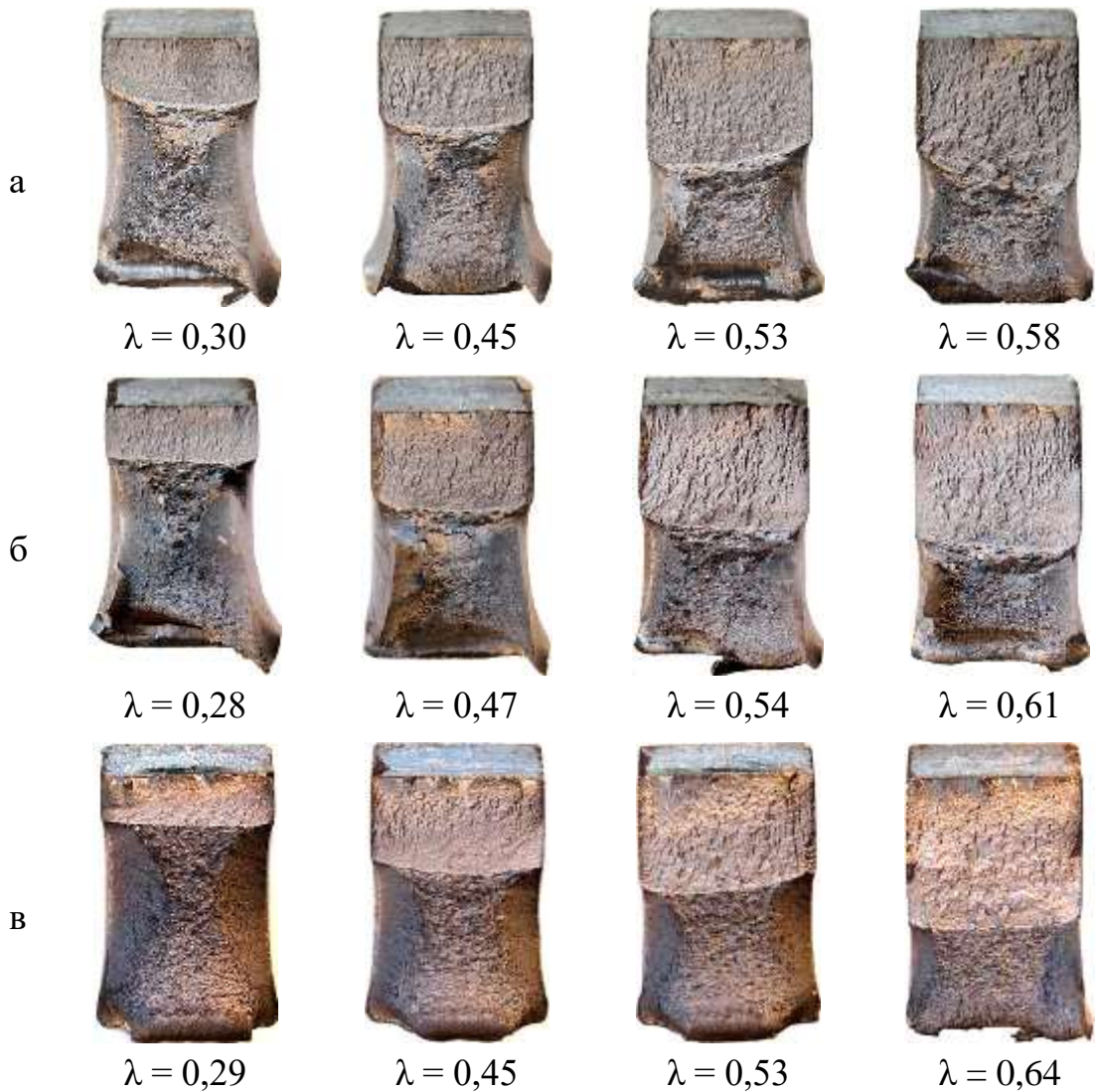


Рисунок 3.18 - Вязкие изломы образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в) после испытаний на ударную вязкость. ДТО №1, ×3.

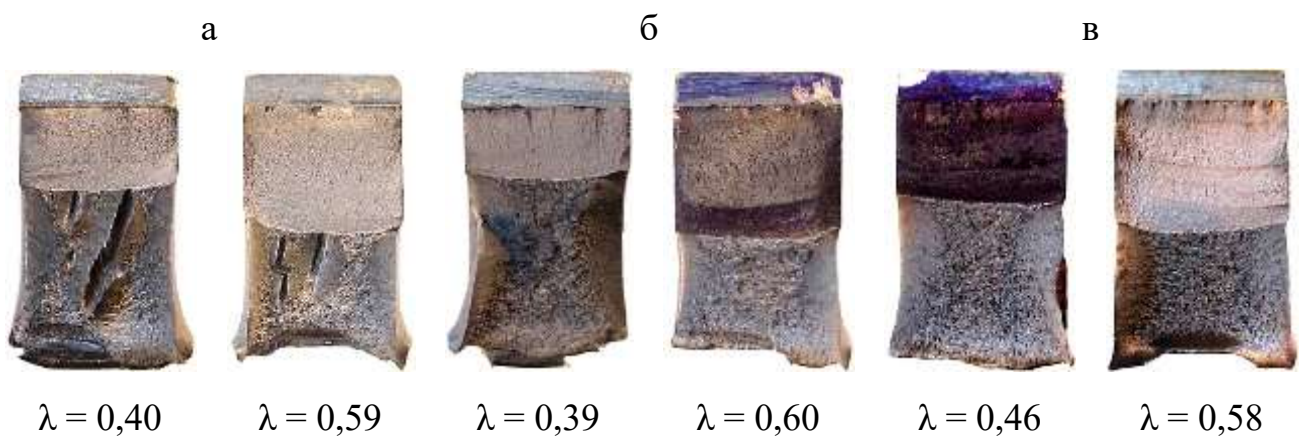


Рисунок 3.19 - Вязкие изломы образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в) после на ударную вязкость. ДТО №2, ×3.

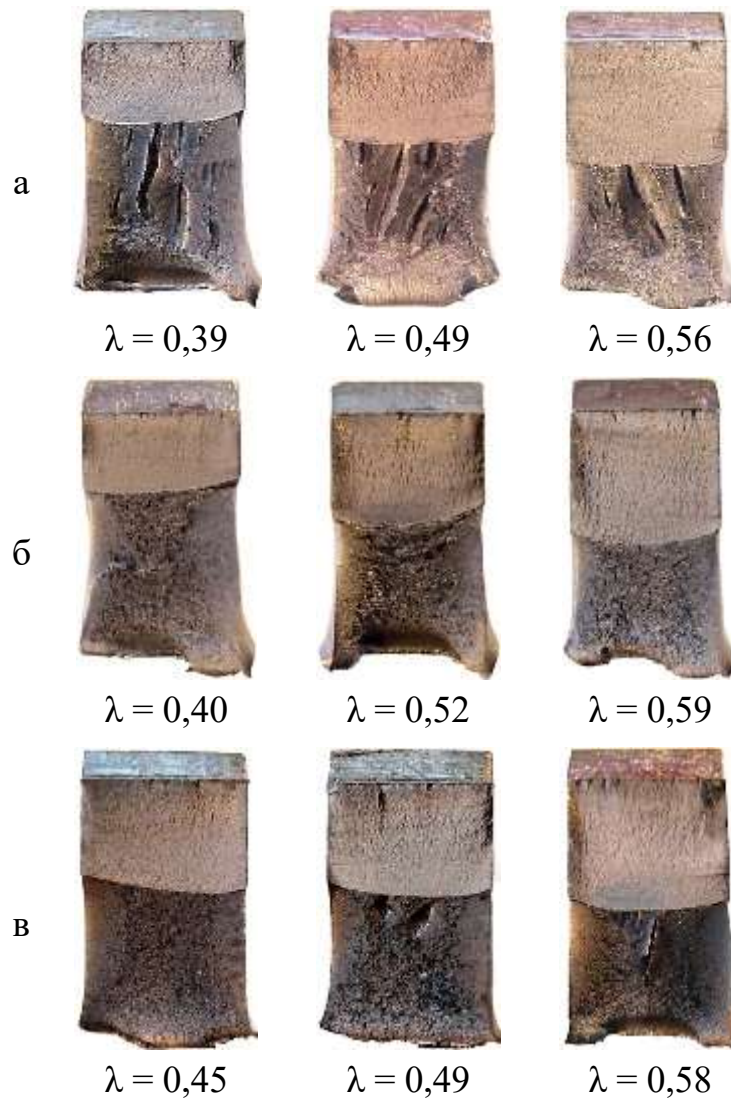


Рисунок 3.20 - Вязкие изломы образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в) после испытаний на ударную вязкость. ДТО №3, $\times 3$.

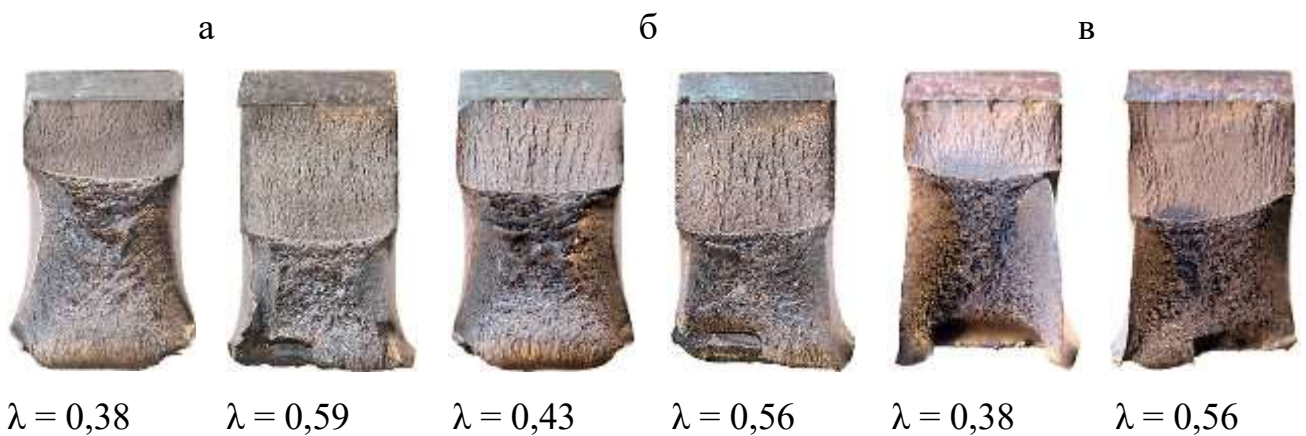


Рисунок 3.21 - Вязкие изломы образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в) после испытаний на ударную вязкость. ДТО №4, $\times 3$.

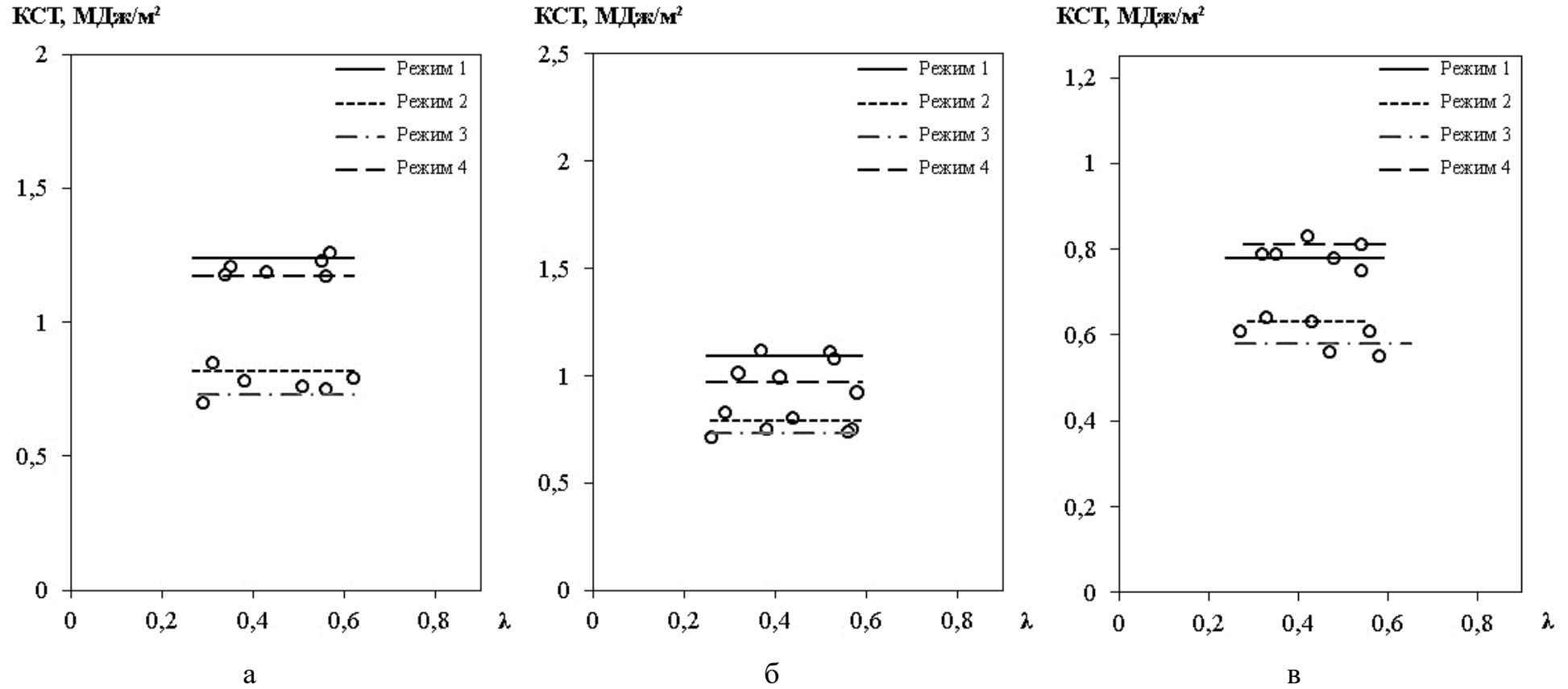


Рисунок 3.22 - Зависимости ударной вязкости КСТ сталей 09Г2С (а), 25 (б) и 35Х (в), обработанных по режимам ДТО № 1-4, от относительной длины трещины λ .

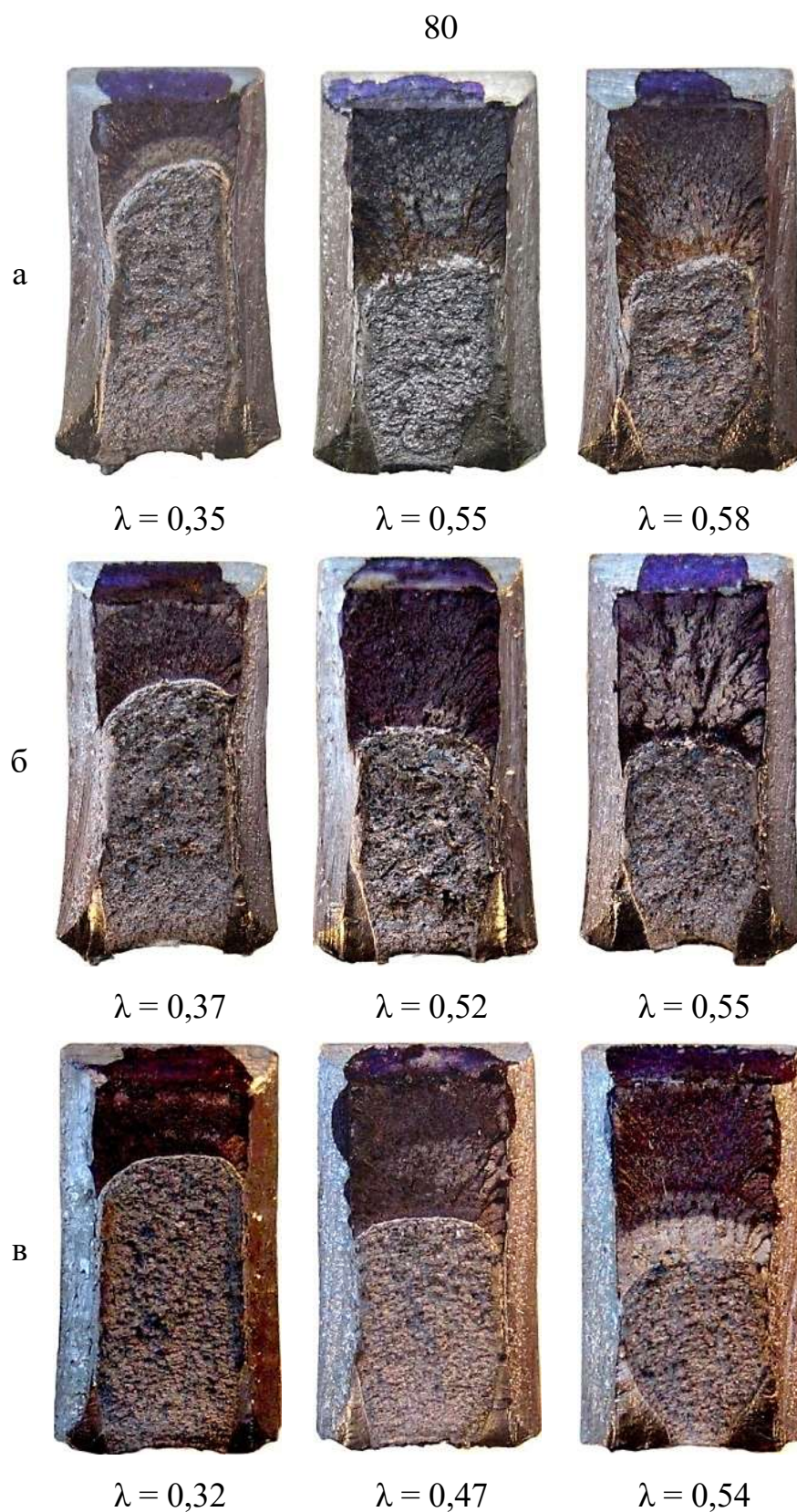


Рисунок 3.23 - Вязкие изломы образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в) после испытаний на КСТ*, обработанных по режиму ДТО №1, $\times 3$.

81

а



$\lambda = 0,31$



$\lambda = 0,38$



$\lambda = 0,64$

б



$\lambda = 0,29$



$\lambda = 0,43$



$\lambda = 0,61$

в



$\lambda = 0,33$



$\lambda = 0,42$



$\lambda = 0,56$

Рисунок 3.24 - Вязкие изломы образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в) после испытаний на КСТ*, обработанных по режиму ДТО №2, $\times 3$.

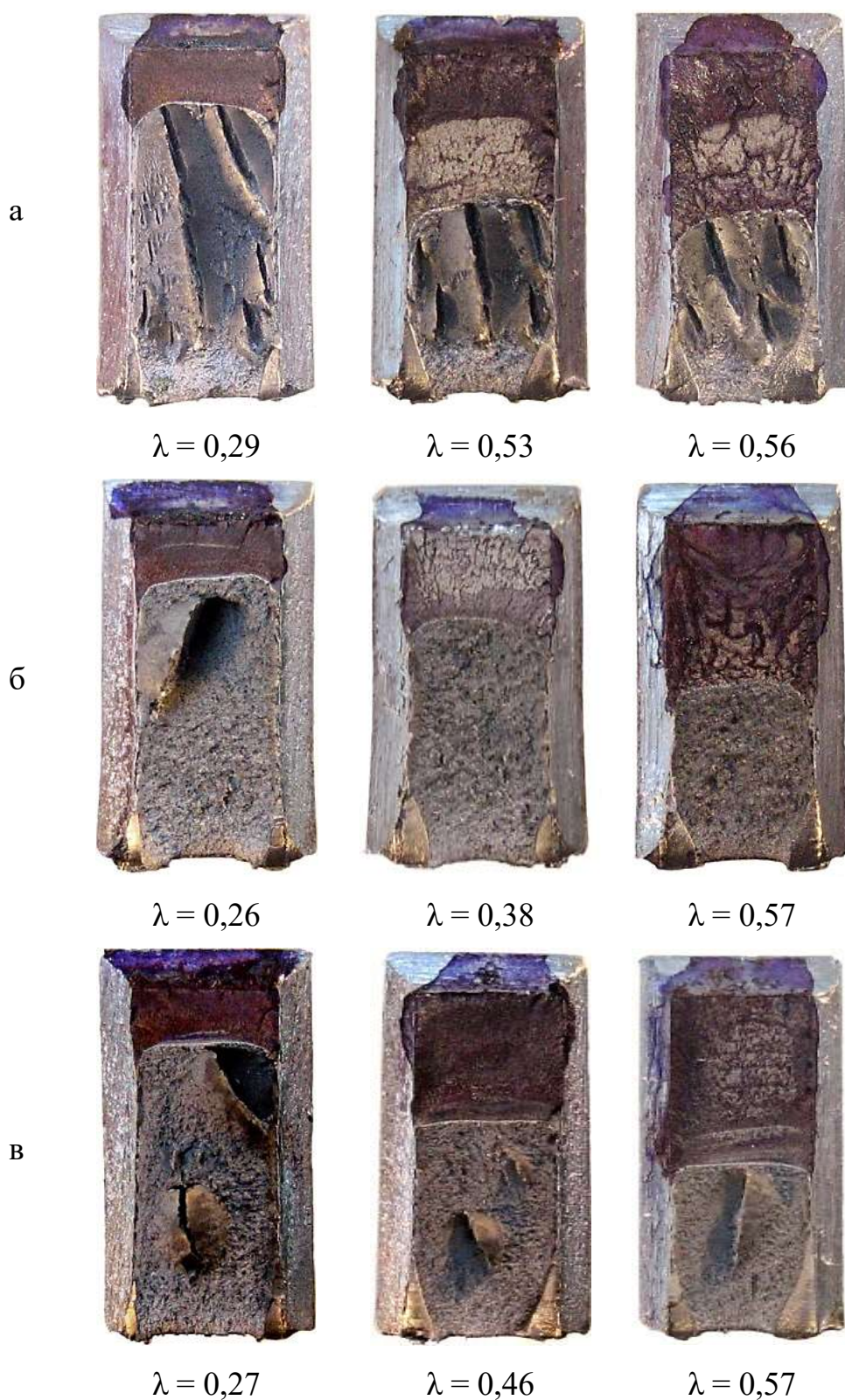


Рисунок 3.25 - Вязкие изломы образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в) после испытаний на КСТ*, обработанных по режиму ДТО №3, $\times 3$.

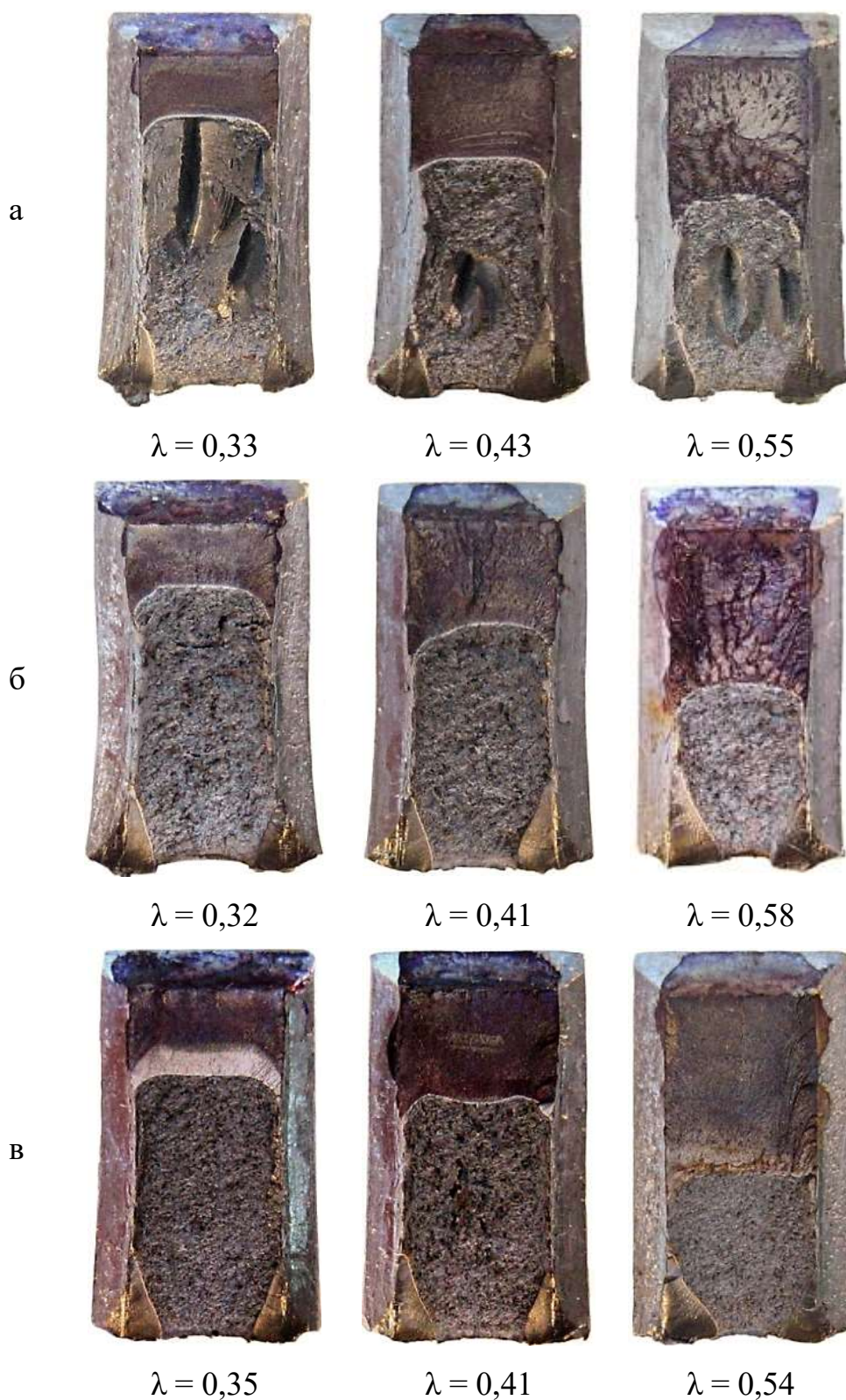


Рисунок 3.26 - Вязкие изломы образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в) после испытаний на КСТ*, обработанных по режиму ДТО №4, ×3.

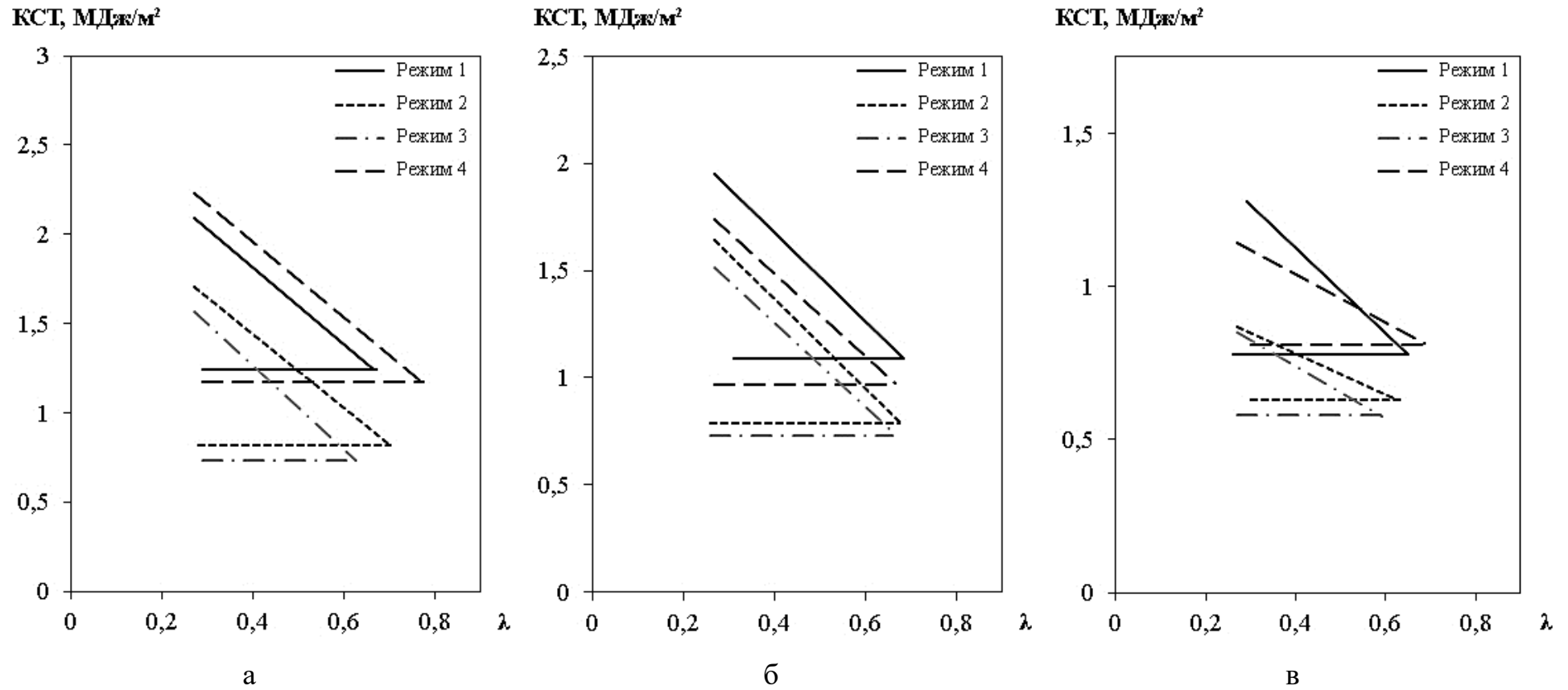


Рисунок 3.27 - Диаграммы динамической трещиностойкости сталей 09Г2С (а), 25 (б) и 35Х (в), обработанных по режимам ДТО №1-4.

В стали 25 обработка по режимам ДТО №2-3, как и в предыдущих двух сталях, приводит к уменьшению ударной вязкости, динамической трещиностойкости и критической величины относительной длины трещины по сравнению с исходным высокоотпущенным состоянием. Уровень динамической трещиностойкости стали после проведения ДТО по режимам №2 и №3 практически не изменяется. Проведение режима №4 не приводит к увеличению параметров динамической трещиностойкости и ударной вязкости относительно исходного высокоотпущенного состояния.

ВЫВОДЫ ГЛАВЕ 3

1. Показано, что закалка и высокий отпуск передельных труб формирует структуру высокоотпущенного мартенсита во всех исследуемых сталях, при этом из-за недостаточной прокаливаемости в структуре сталей 25 и 35Х присутствуют объемы структуры немартенситного происхождения – бейнита и троостита. Холодная радиальная ковка передельных труб, с суммарной степенью деформации 55%, приводит к значительному диспергированию структуры сталей передельных труб в поперечном направлении и сильному вытягиванию структуры в продольном и тангенциальном направлениях. После проведения отжига при 300 °С в структуре сталей наблюдали дробление цементитных пластинок эвтектоида, а также выделение мелкодисперсных карбидов. Отжиг холоднодеформированных передельных труб из сталей 09Г2С, 25 и 35Х при температуре 600 °С устраняет все несовершенства структуры, образованные в следствие недостаточной прокаливаемости, и формирует в них однородную ультрамелкозернистую микроструктуру с размером зерен/субзерен 0,7 мкм, 0,9 мкм и 0,55 мкм.

2. Холодная радиальная ковка высокоотпущенных передельных труб изменяет характер диаграмм одноосного растяжения исследуемых сталей. На диаграммах растяжения сталей, обработанных по режиму ДТО №2, в сравнении с диаграммами сталей после ДТО №1, исчезает площадка текучести, в следствии чего возможно определить только условный предел текучести. Проведение

последеформационного отжига при 300 °С приводит к увеличению предела прочности и условного предела текучести исследуемых сталей до максимальных значений среди рассматриваемых режимов обработки.

3. Холодная радиальная ковка высокоотпущенных передельных труб, а также – последеформационный отжиг при 300 °С, приводят к снижению ударной вязкости и динамической трещиностойкости исследуемых сталей до минимальных, среди рассматриваемых режимов обработки, значений. Проведение последеформационного отжига при 600 °С формирует в исследуемых сталях комплекс механических свойств с показателями ударной вязкости и динамической трещиностойкости близкими к высокоотпущенному состоянию, и повышенными, относительно высокоотпущенного состояния, показателями предела прочности и условного предела текучести.

Глава 4. ПАРАМЕТРЫ ПОВЕРХНОСТИ ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ

4.1. Исследование макро- фразографических особенностей строения изломов конструкционных сталей, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке

Важной особенностью изломов образцов исследуемых сталей, обработанных по режимам ДТО №2-4 и испытанных на ударную вязкость и динамическую трещиностойкость, является наличие макро- и мезоскопических расщеплений [139]. Данное явление наиболее ярко выражено в стали 09Г2С и проявляется как на стандартных образцах, рисунок 3.19-3.20 а, так и на образцах с дополнительными боковыми надрезами, рисунок 3.24-3.26, а. В сталях 25 и 35Х, после обработки по режимам ДТО №2 и №3, также наблюдали формирование макро- и мезо-расщеплений на поверхности разрушения, но в данном случае расщепления (РЩ) наблюдали в основном на поверхности изломов образцов, испытанных на КСТ*, рисунок 3.24-3.25, б, в.

Образование макро- и мезоскопических расщеплений на поверхности изломов как правило наблюдают в процессе динамических испытаний образцов конструкционных сталей, обработанных по технологии термомеханической прокатки. Основными причинами формирования расщеплений в изломах сталей после термомеханической прокатки являются вытянутость элементов структуры [140, 141], неметаллических включений и их цепочек [142, 143] в направлении прокатки.

В исследуемых конструкционных сталях проведение ХРК приводит к вытягиванию элементов структуры в продольном сечении, рисунок 4.1, а, и менее выраженному вытягиванию в поперечном сечении, рисунок 4.1, б, сближению неметаллических включений в радиальном направлении в процессе уменьшения толщины стенки передельной трубы и их вытягиванию в продольном направлении, рисунок 4.1, в.

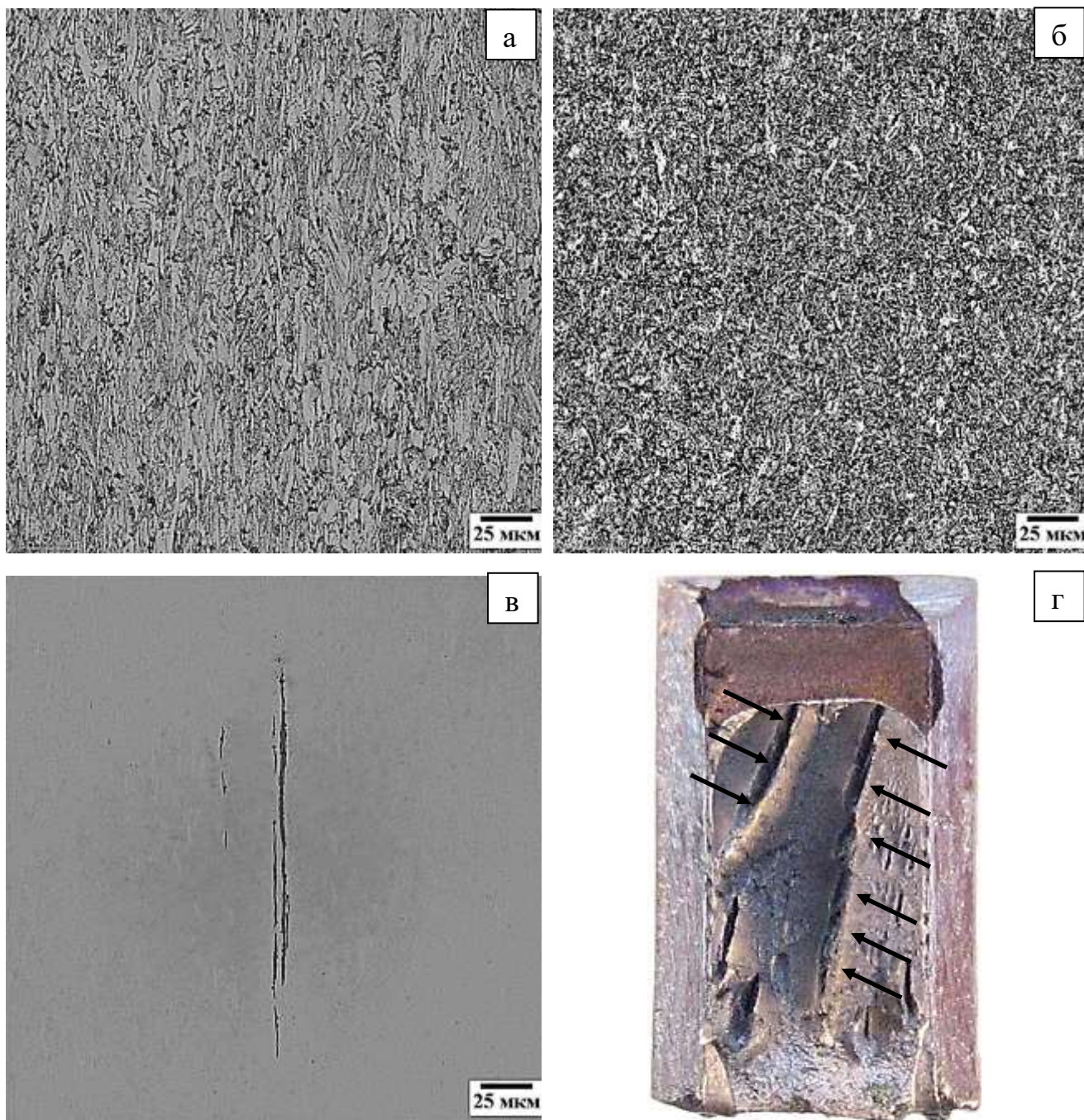


Рисунок 4.1 - Вытянутость элементов структуры (а, б) и неметаллических включений (в) стали 09Г2С, обработанной по режиму ДТО №3, в осевом (а, в) и поперечном (б) сечениях разрушенного ударного образца с РЩ на поверхности разрушения (г) (стрелками показано объединение мезо-РЩ в макро-РЩ).

В работах [144 - 148] образование расщеплений на поверхности разрушения сопровождалось как положительным, так и отрицательным влиянием на уровень энергоемкости разрушения. По причине отсутствия в настоящее время единого мнения о влиянии расщеплений на уровень энергоемкости разрушения, была предпринята попытка оценить вклад расщеплений на поверхности изломов сталей,

подвергнутых обработке по различным режимам с применением ХРК, в общую энергоемкость динамического разрушения.

Подробные исследования расщеплений на поверхности разрушения, проведенные с помощью светового стереомикроскопа и лазерного конфокального сканирующего микроскопа, показывают, что образование глубоких макро-расщеплений происходит путем объединения близкорасположенных цепочек мезо-расщеплений, ориентированных в направлении вытянутости элементов структуры в поперечном сечении образцов, и выстроенных в направлении движения динамической трещины, рисунок 4.1, г. Результаты количественного анализа расщеплений на поверхности разрушения исследуемых сталей представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 - Доля макро- и мезо- расщеплений на поверхности конструкционных сталей.

Сталь, марка	Режим ДТО, №	Доля макро- и мезо- расщеплений на поверхности разрушения, %	
		Стандартный образец для испытаний на КСТ	Авторский образец для испытаний на КСТ*
09Г2С	1	<3	<3
	2	24	48
	3	26	59
	4	<3	30
25	1	<3	<3
	2	<3	<3
	3	<3	10
	4	<3	<3
35Х	1	<3	<3
	2	<3	11
	3	5	22
	4	<3	<3

4.2. Классификация элементов поверхности разрушения вязких изломов по типам и размерам

В высокоотпущенном состоянии конструкционные стали обладают достаточно высокими характеристиками пластичности и ударной [65, 149, 150]. Изломы высокоотпущенных конструкционных сталей, полученные во время

проведения динамического трехточечного изгиба, - вязкие, а поверхность разрушения представлена ямками различной морфологии. В связи с этим, для проведения количественных исследований элементов поверхности разрушения, по результатам фрактографических исследований, была проведена их классификация по принципу, продолженному в [151].

Элементы поверхности разрушения - ямки, средний диаметр (D) которых примерно равен их средней глубин (H), то есть для которых выполняется соотношение: $0,8 < D/H < 1,2$, – классифицируются как ямки-конусы (ЯК), рисунок 4.2, а.

Ямки, у которых средний диаметр существенно превышает среднюю глубину, то есть: $1,2 > D/H$ классифицируются как уплощенные ямки-конусы (УЯК), рисунок 4.2, в.

Ямки на поверхности разрушения для которых выполняется соотношение: $0,8 < D/H$ классифицируется как ямки-тоннели (ЯТ), рисунок 4.2, б.

Микро-ямки, рисунок 4.2, г, в соответствии с данной классификацией, по соотношению D/H , имеют морфологию уплощенных ямок, реже – ямок- конусов, однако их реальные поперечные размеры значительно меньше конических ямок.

Количественными исследованиями поверхности разрушения [152 - 155] показано, что вязкие изломы представлены ямками с различными поперечными размерами, максимальные и минимальные размеры которых ограничены локальными условиями разрушения, возможностями матричного материала и размерами неметаллических включений. При сопоставлении размеров ямок в процессе количественного их анализа обычно условно разделяют на мелкие и более крупные. Таким образом, в литературе нет единого мнения о пороговом значении размера ямок, отделяющего микро-ямки от более ямок на поверхности разрушения, например, ямок- конусов.

В связи с этим, для более точной и подробной классификации элементов поверхности разрушения исследуемых сталей по типу и размеру, необходимо принять некий максимальный размер микро-ямок, отделяющий их от крупных ямок.

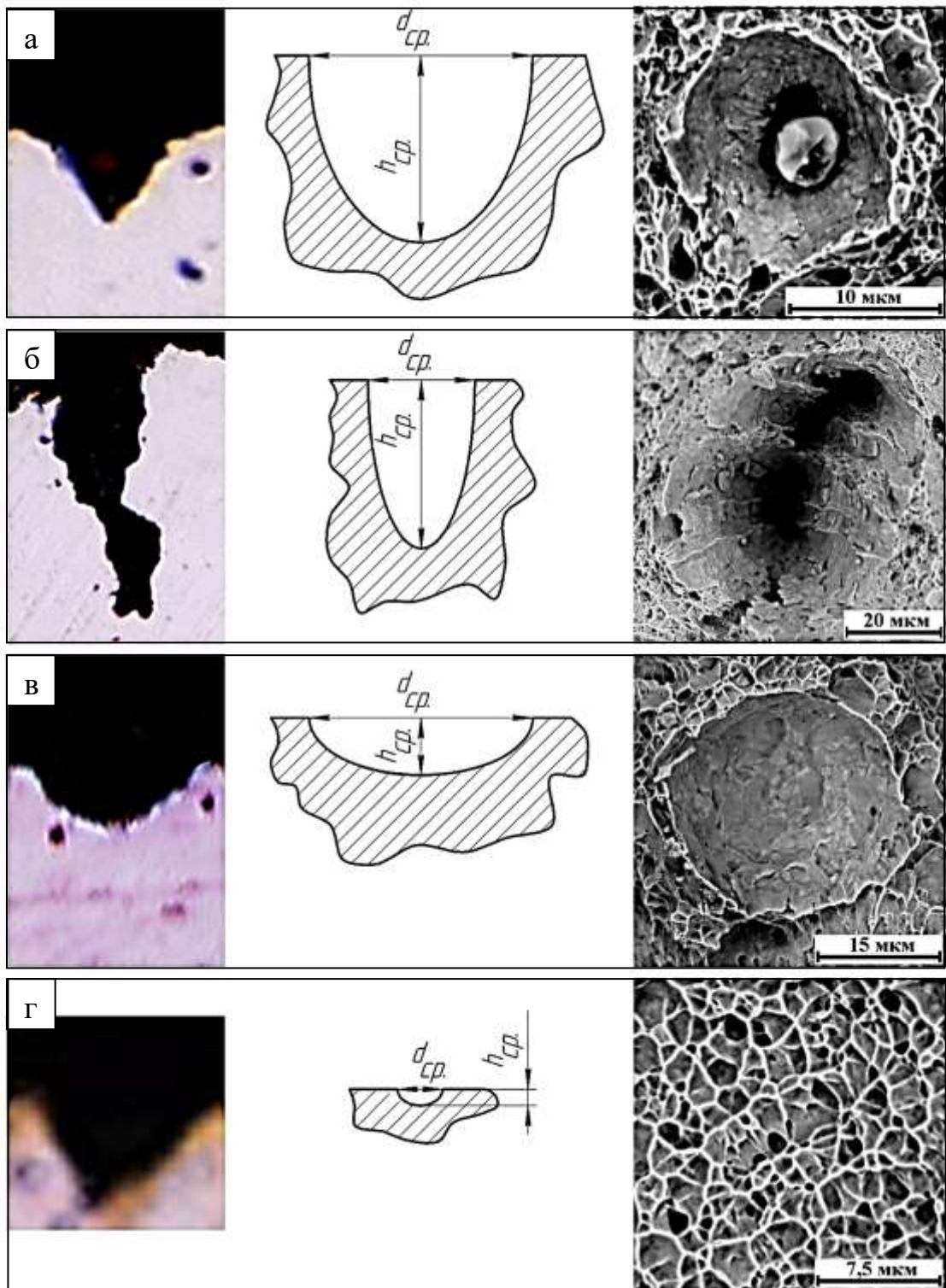


Рисунок 4.2 - Профили, схематические изображения, микрофрактографические изображения ямки - конуса (а), ямки - тоннеля (б), уплощенной ямки - конуса (в) и микро-ямки (г).

Выбор такого порогового значения был осуществлен в результате анализа зависимостей и взаимосвязей среднего размера ямок на поверхности разрушения и механических свойств исследуемых сталей. Расчет средних поперечных размеров

ямок проводили по всему массиву данных, полученному с электронных фрактограмм, постепенно, поэтапно исключая из расчета ямки с наименьшими размерами: сначала ямки до 3 мкм в диаметре, затем до 4 мкм, рисунок 4.3, и так до 9 мкм.

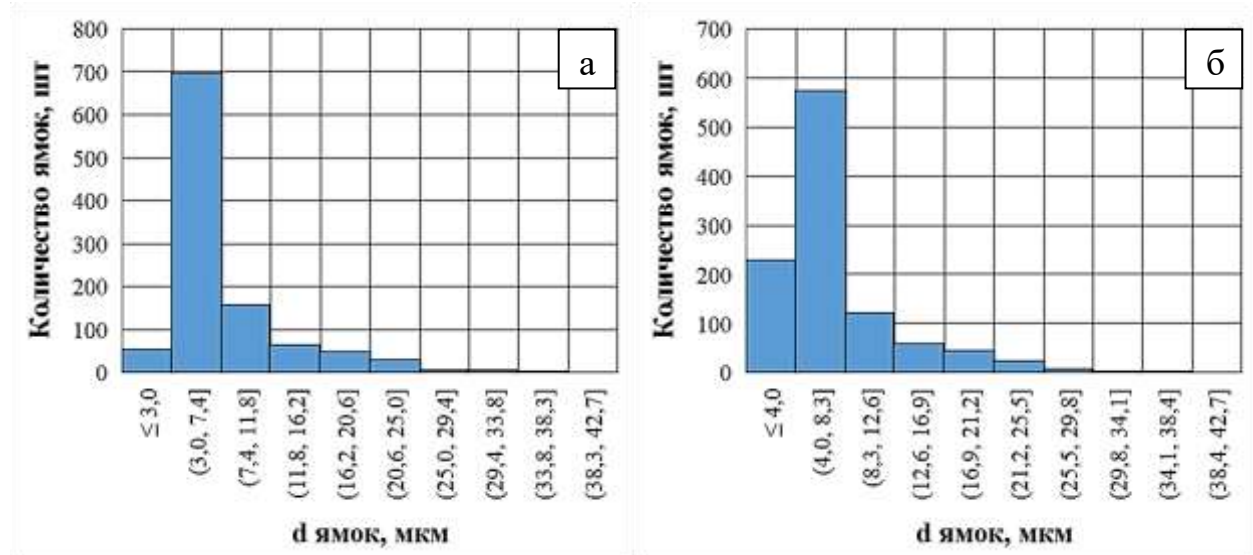


Рисунок 4.3 - Гистограммы распределения ямок по диаметрам на поверхности разрушения холоднодеформированной стали 25 с нижней границей интервалов 3 (а) и 4 (б) мкм.

Взаимосвязи и зависимости средних размеров ямок и механических свойств стали 25 показаны на рисунке 4.4. Из графиков видно, что изменение механических свойств достаточно хорошо соотносится с изменением средних размеров ямок после различных режимов ДТО, и в каждом случае эти изменения могут быть описаны линейным законом.

Анализ коэффициента детерминации (R^2) регрессионных зависимостей, рисунок 4.4, таблица 4.2, учитывающих ямки с различными минимальными поперечными размерами в выборке, показывает, что наибольшее среднее значение R^2 достигается в результате аппроксимации линейным законом зависимостей механических свойств от среднего размера ямок на поверхности разрушения стали 25 с минимальным поперечным размером 5 мкм. Аналогичные выводы были сделаны в результате анализа взаимосвязей механических свойств и параметров микрорельефа сталей 09Г2С и 35Х, обработанных по различным режимам ДТО.

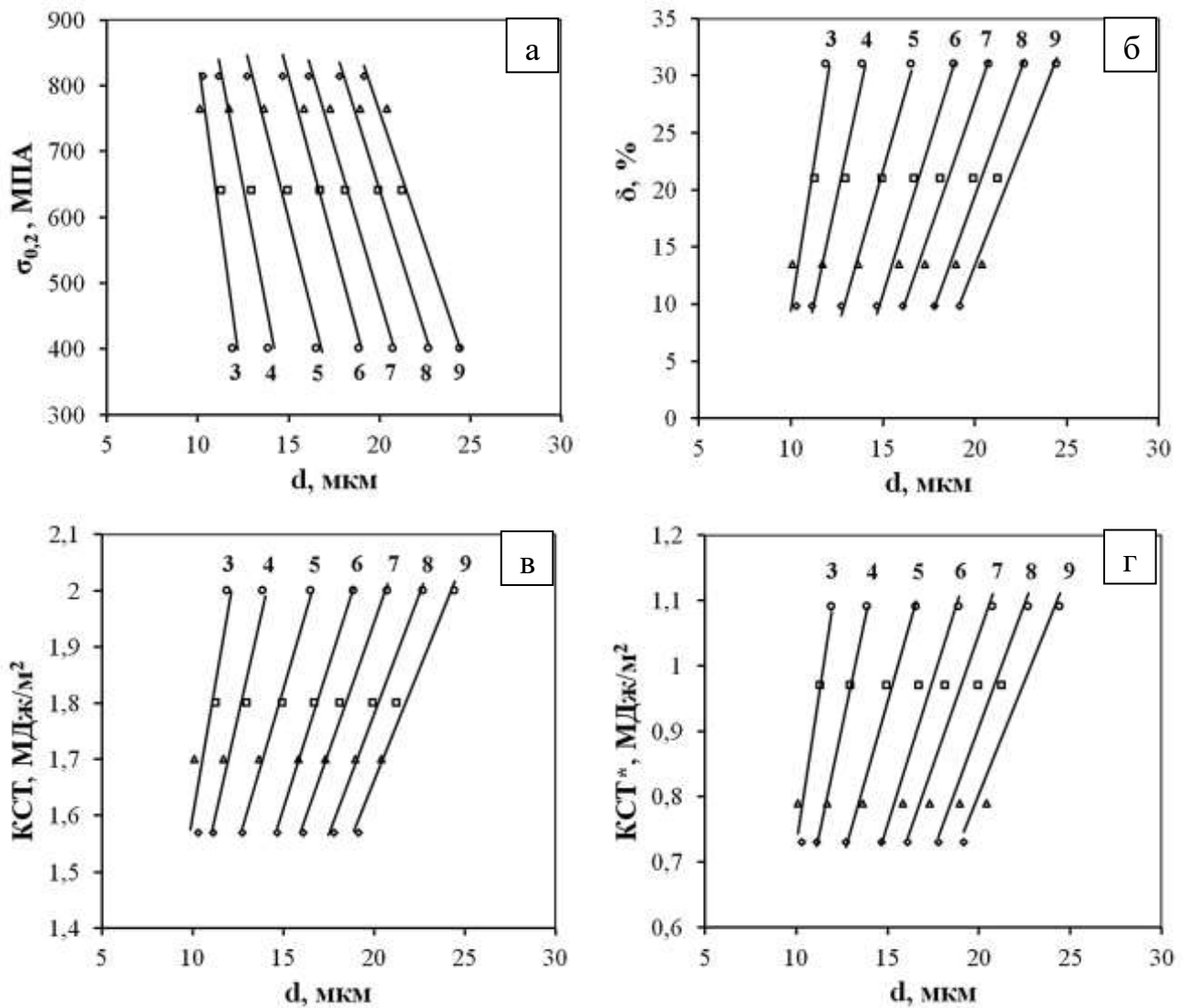


Рисунок 4.4 - Взаимосвязи предела текучести (а), относительного удлинения (б), ударной вязкости (в), динамической трещиностойкости (г) и среднего размера ямок в общем массиве данных при различных минимальных значениях для стали 25; \circ – режим 1; Δ - режим 2; \diamond - режим 3; \square – режим 4. Цифрами на графиках обозначен минимальный размер ямок в выборке, μm .

Таким образом, все элементы поверхности разрушения – ямки, помимо классификации по морфологии, предлагается разделять на микро-ямки и крупные ямки.

Ямки любой морфологии, поперечный размер которых менее 5 μm предлагается классифицировать как микро-ямки (МК), рисунок 4.2, г, а ямки больших размеров – классифицировать как ямки-конусы (ЯК) рисунок 4.2, а, ямки-тоннели (ЯТ), рисунок 4.2, б, и уплощенные ямки- конусы (УЯК), рисунок 4.2, в.

Таблица 4.2 - Изменение значения коэффициента детерминации регрессионных зависимостей, описывающих взаимосвязь механических характеристик и среднего размера элемента поверхности разрушения, по мере увеличения минимального размера в выборке.

	Минимальный размер ямки в общем массиве данных, D						
	3 мкм	4 мкм	5 мкм	6 мкм	7 мкм	8 мкм	9 мкм
	R^2						
$\sigma_{0,2}$, МПа	0,891	0,9321	0,9633	0,9731	0,9801	0,9864	0,9818
σ_B , МПа	0,998	0,9578	0,917	0,891	0,853	0,8388	0,801
КСТ, МДж/м ²	0,9206	0,9548	0,9884	0,9975	0,9627	0,9542	0,9382
КСТ*, МДж/м ²	0,9348	0,9421	0,9989	0,9841	0,9578	0,9369	0,9246
$R^2 = \frac{\sum(\hat{y}_x - \bar{y})^2}{\sum(y - \bar{y})^2},$ где $\sum(\hat{y}_x - \bar{y})^2$ – сумма квадратов отклонений; $\sum(y - \bar{y})^2$ – общая сумма квадратов отклонений.							

4.3. Количественные исследования элементов поверхности разрушения сталей 09Г2С, 25 и 35Х, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке

Результаты исследований поверхностей разрушения, образованных в процессе динамических испытаний сталей 09Г2С, 25 и 35Х, показывают, что разрушение происходит по вязкому механизму [156 - 159]. Поверхности разрушения образцов образованы ямками-конусами (ЯК), глубокими ямками-тоннелями (ЯТ), уплощенными ямками-конусами (УЯК), и микро-ямками (МК), рисунок 4.5. Однако стоит отметить, что размеры крупных ямок и их доля в изломах у сталей разные. Гистограммы распределения крупных ямок по диаметрам на поверхности разрушения высокоотпущенных сталей приведены на рисунке 4.6. Количественные характеристики ямок на поверхности разрушения исследуемых сталей приведены в таблице 4.3.

После разрушения образцов из стали 09Г2С обработанных по режиму №1 наблюдали наибольшее значение доли крупных ямок на поверхности излома – ~69%, остальную поверхность занимали микро-ямки с общей долей ~31%, максимальный диаметр ямок составляет 94 – 104 мкм, рисунок. 4.6, а.

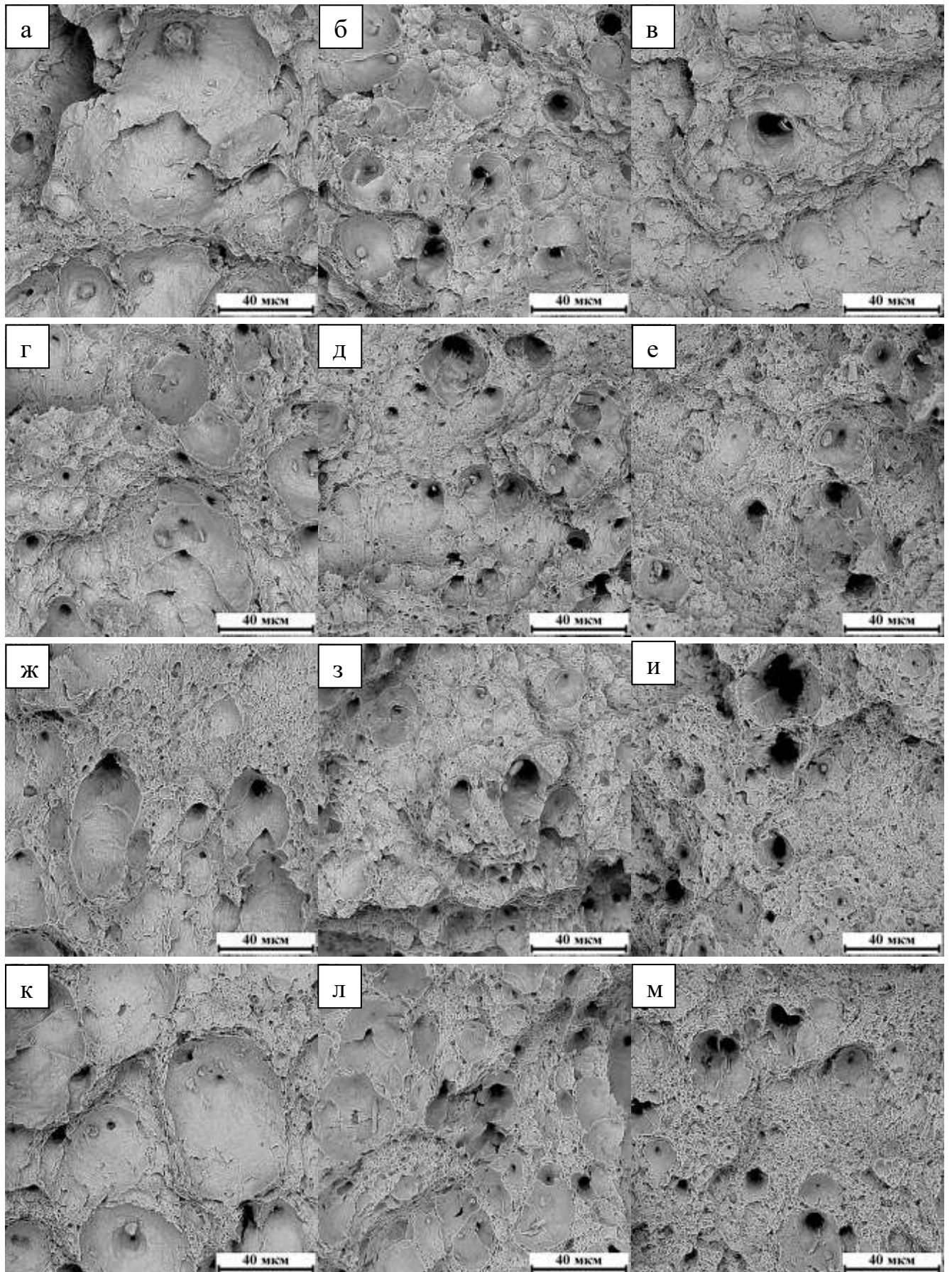


Рисунок 4.5 - Характерные участки поверхности разрушения сталей 09Г2С (а, г, з, к), 25 (б, д, з, л) и 35Х (в, е, и, м), обработанных по режимам № 1 (а-в), № 2 (г-е), № 3 (ж-и) и № 4 (к-м). СЭМ, $\times 2000$.

Таблица 4.3 - Количественные характеристики поверхности разрушения исследуемых сталей.

Режим ДТО, №	Параметры микрорельефа поверхности разрушения								
	Доля ямок, %				Размер ямок, мкм				
	крупные ямки			микро- ямки	$D_{\text{ср}}$ крупных ямок	$D_{\text{ср}}$ УЯК + ЯК	$D_{\text{ср}}$ ЯТ	$H_{\text{ср}}$ ЯТ	$\frac{D_{\text{ср}} \text{ ЯТ}}{H_{\text{ср}} \text{ ЯТ}}$
	всего	УЯК + ЯК	ЯТ						
<i>Сталь 09Г2С</i>									
1	68,8	66,6	2,2	31,2	16,3	16,5	10,8	16,6	1,54
2	57,1	55,0	2,1	42,9	15,5	15,7	9,1	19,4	2,13
3	55,5	52,6	2,9	44,5	13,8	14,0	9,4	22,0	2,34
4	65,8	63,3	2,5	34,2	17,0	17,2	10,2	18,5	1,81
<i>Сталь 25</i>									
1	56,8	53,8	3,0	43,2	16,5	16,9	8,5	13,1	1,54
2	43,1	40,0	3,1	56,9	13,7	14,2	7,0	12,5	1,79
3	40,5	36,9	3,6	59,5	12,7	13,2	7,1	14,6	2,06
4	52,5	49,3	3,2	47,5	15,0	15,5	7,5	10,5	1,40
<i>Сталь 35Х</i>									
1	23,5	21,5	2,0	76,5	12,5	12,6	11,1	14,3	1,29
2	19,7	16,5	3,2	80,3	11,9	12,6	8,0	17,5	2,19
3	16,8	13,0	3,8	83,2	11,2	11,7	8,8	18,7	2,13
4	25,0	19,8	5,2	75,0	13,8	14,7	10,5	19,7	1,88

На поверхности разрушения ударных образцов из стали 25 обработанных по режиму №1 наблюдали среднее значение доли крупных ямок на поверхности излома среди исследуемых сталей, так значение доли крупных элементов механизма роста трещины составляло ~57%, остальную часть поверхности занимали микро-ямки с общей долей ~43%, максимальный диаметр ямок составляет 64 – 70,5 мкм, рисунок. 4.6, д.

На поверхности разрушения образцов из стали 35Х обработанных по режиму ДТО №1 наблюдали минимальное значение доли крупных элементов поверхности разрушения среди исследуемых сталей, так значение их доли составляло ~23,5%, остальную поверхность занимали микро-ямки с общей долей ~76,5%, максимальный диаметр ямок составляет 42 – 46 мкм, рисунок. 4.6, и.

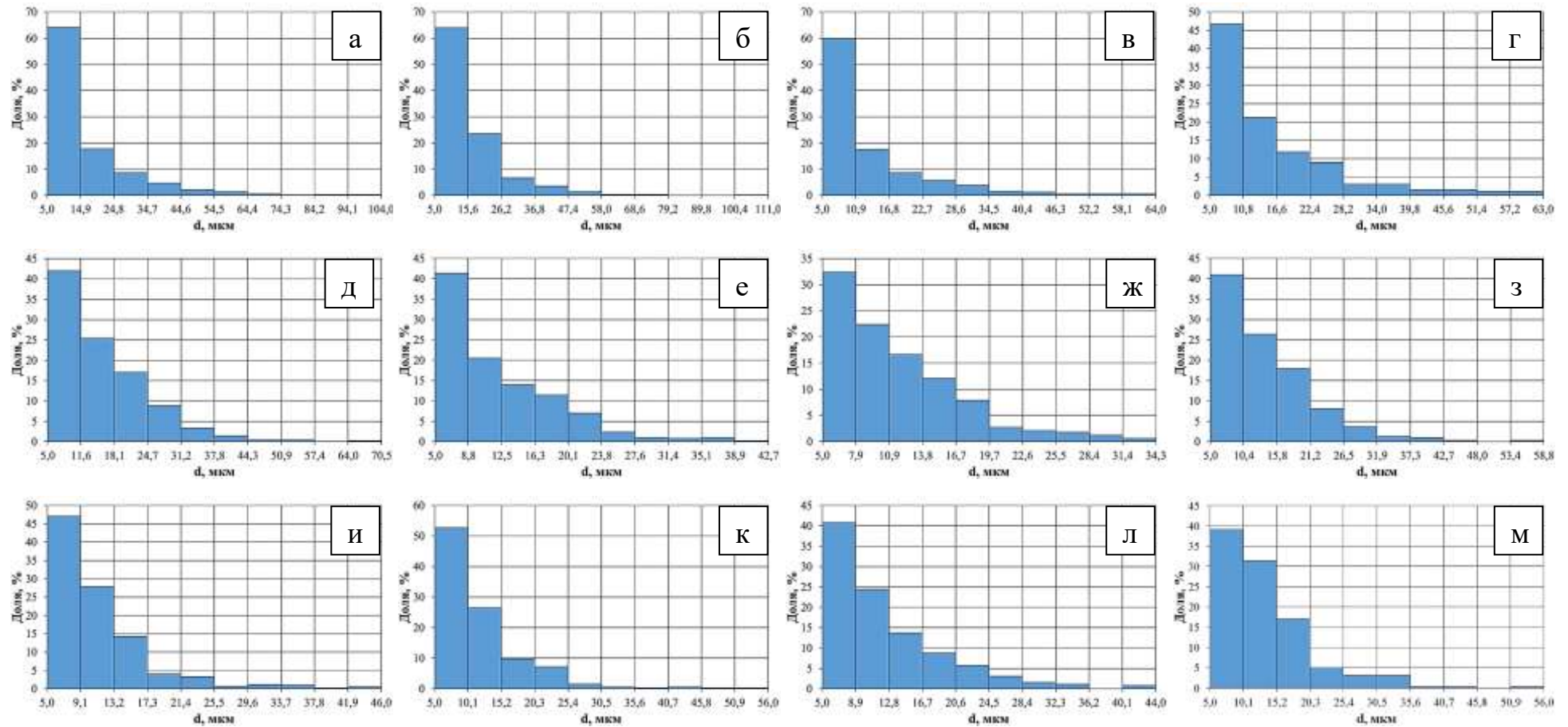


Рисунок 4.6 - Гистограммы распределения крупных ямок на поверхности разрушения сталей 09Г2С (а-г), 25 (д-з) и 35Х (и-м) по диаметрам; а, д, и- режим ДТО №1, б, е, к - ДТО №2, в, ж, л - ДТО №3, г, з, м - ДТО №4.

Проведение холодной радиальной ковки стали 09Г2С привело к уменьшению средних размеров и доли крупных ямок на поверхности излома рисунок 4.5, г, так их доля уменьшилась до ~57%, остальную поверхность занимали микро-ямки с общей долей ~43%, максимальный диаметр ямок составляет 100 – 111 мкм, рисунок. 4.6, б.

Для сталей 25 и 35Х проведение режима ДТО №2, как и для стали 09Г2С привело к уменьшению размеров и доли крупных элементов поверхности разрушения, рисунок 4.5, д, е, так их доля уменьшилась до ~43% и ~20% соответственно. Максимальный диаметр единичных крупных ямок для стали 25 составил 39 – 43 мкм, рисунок. 4.6, 51 – 56 мкм – для стали 35Х рисунок. 4.6, к.

Разрушение образцов из стали 09Г2С, обработанной по режиму №3, свидетельствует о том, что по сравнению с режимом №2 происходит дальнейшее уменьшение доли крупных ямок на поверхности разрушения до ~55,5%, рисунок 4.5., ж, остальную поверхность занимали микро-ямки с общей долей ~45,5%, максимальный диаметр крупных ямок составляет 58 – 64 мкм, рисунок. 4.6, в. Аналогичную тенденцию наблюдали в сталях 25 и 35Х – проведение отжига при температуре 300 °С после холодной радиальной ковки приводит к уменьшению размеров крупных ямок и их доли в изломе до ~41% и ~17% соответственно, рисунок 4.5, з, и.

Повышение температуры последеформационного отжига исследуемых сталей до 600 °С привело к увеличению доли и размеров крупных элементов поверхности разрушения до уровня, близкого к высокоотпущенному состоянию, а в некоторых случаях и выше, рисунок 4.5, к-м.

4.4. Микро-фрактографические особенности поверхности разрушения сталей, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке

Важной особенностью поверхностей разрушения исследуемых сталей, после проведения ХРК и последующих отжигов, является наличие макроскопических расщеплений, рисунок 4.1, г. Подобные элементы поверхности изломов в своих работах наблюдали авторы [140 - 148].

Ранее было отмечено, что формирование макроскопических расщеплений металла на поверхности разрушения происходит путем объединения близкорасположенных, выстроенных в направлении движения динамической трещины мезо-расщеплений. Подробный СЭМ-анализ поверхности разрушения образцов исследуемых сталей, подвергнутых ДТО по режиму №3, показал, что инициатором возникновения мезо- расщеплений являются глубокие ямки-тоннели. Одним из ключевых факторов образования таких ямок на поверхности разрушения является наличие в материале включений стержневой и пластинчатой формы или цепочек включений различной морфологии, рисунок. 4.7, а - в. Если включения с морфологией, благоприятной для образования ямки-тоннеля, расположены на расстоянии 15 – 25 мкм друг от друга, происходит образование микро-расщеплений путем слияния близкорасположенных ямок-тоннелей за счет деградации смежной стенки матричного материала, рисунок 4.7, г-е.

Процесс дальнейшей эволюции микро-расщеплений в мезо-, а затем и в макро-расщепления протекает по аналогичной схеме – происходит объединение близкорасположенных микро-расщеплений, выстроенных вдоль приоритетного направления, в более глубокие и протяженные мезо- расщепления, рисунок 4.7, ж -и, а затем в макро-расщепления.

Как было установлено ранее, таблица 4.1, наибольшую долю поверхности разрушения сталей, занятую макро- и мезо-расщеплениями наблюдали после проведения обработки исследуемых сталей по режиму ДТО №3. В среднем, доля расщеплений на поверхности разрушения сталей, обработанных по режиму ДТО №3 на ~10% больше, в сравнении с их долей после обработки по режиму №2, однако увеличение доли расщеплений на поверхности разрушения не сопровождается увеличением доли и поперечных размеров ЯТ, таблица 4.3, или изменением типа распределения ЯТ по диаметрам, рисунок 4.8. В связи с этим были проведены исследования глубины ЯТ.

Размеры ямок- тоннелей были исследованы на 3D моделях участков поверхности разрушения сталей, рисунок 4.9-4.12, результаты представлены в таблице 4.2, и на рисунке 4.13.

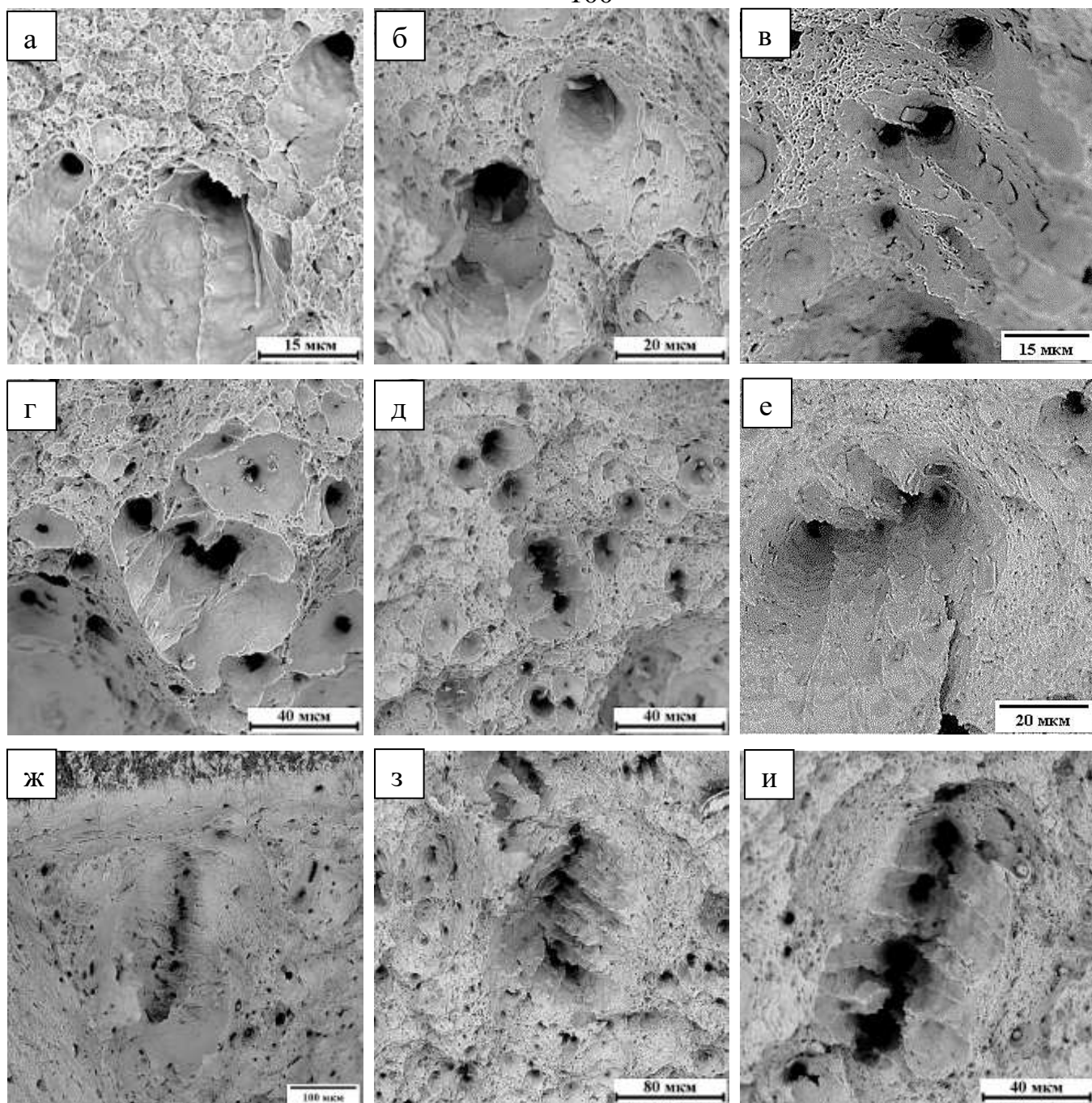


Рисунок 4.7 - Этапы формирования расщеплений в сталях 09Г2С (а, г, ж), 25 (б, д, з) и 35Х (в, е, и): а, б, в – образование единичных ЯТ на включениях стержневого и пластинчатого типа, а также на их фрагментах и цепочках; г, д, е – образование микро- расщеплений путем слияния ЯТ; ж, з, и - образование мезо- расщеплений.

Наиболее глубокие ЯТ, среди исследуемых сталей, формировались на поверхности разрушения стали 09Г2С после всех режимов обработки. После обработки по режимам ДТО №2 и №3 глубина ЯТ увеличивается, относительно высокоотпущенного состояния, а после обработки по режиму №4 уменьшается.

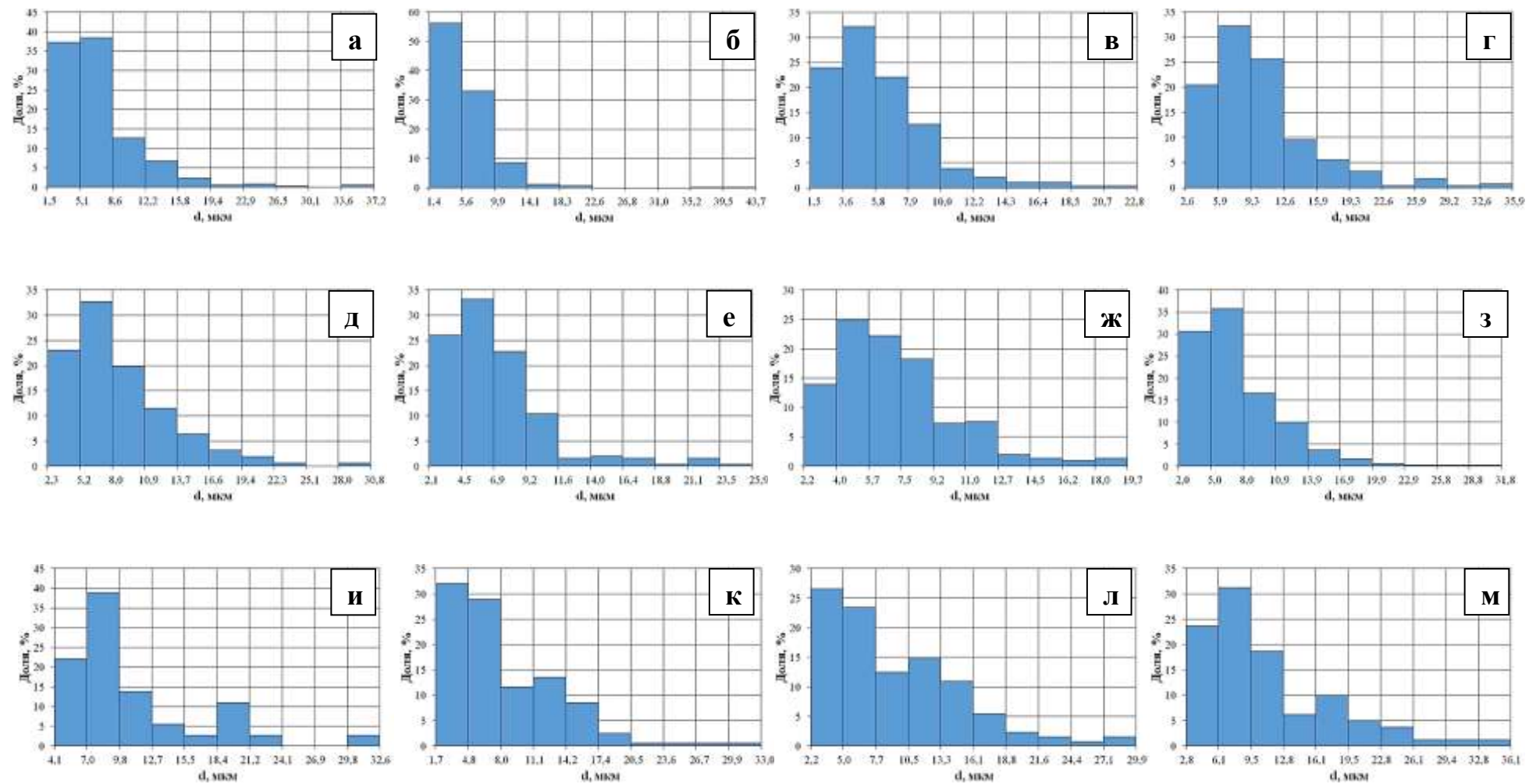


Рисунок 4.8 - Гистограммы распределения ямок-тоннелей на поверхности разрушения сталей 09Г2С (а-г), 25 (д-з) и 35Х (и-м) по диаметрам; а, д, и – режим №1; б, е, к – режим №2; в, ж, л – режим №3; г, з, м – режим №4;

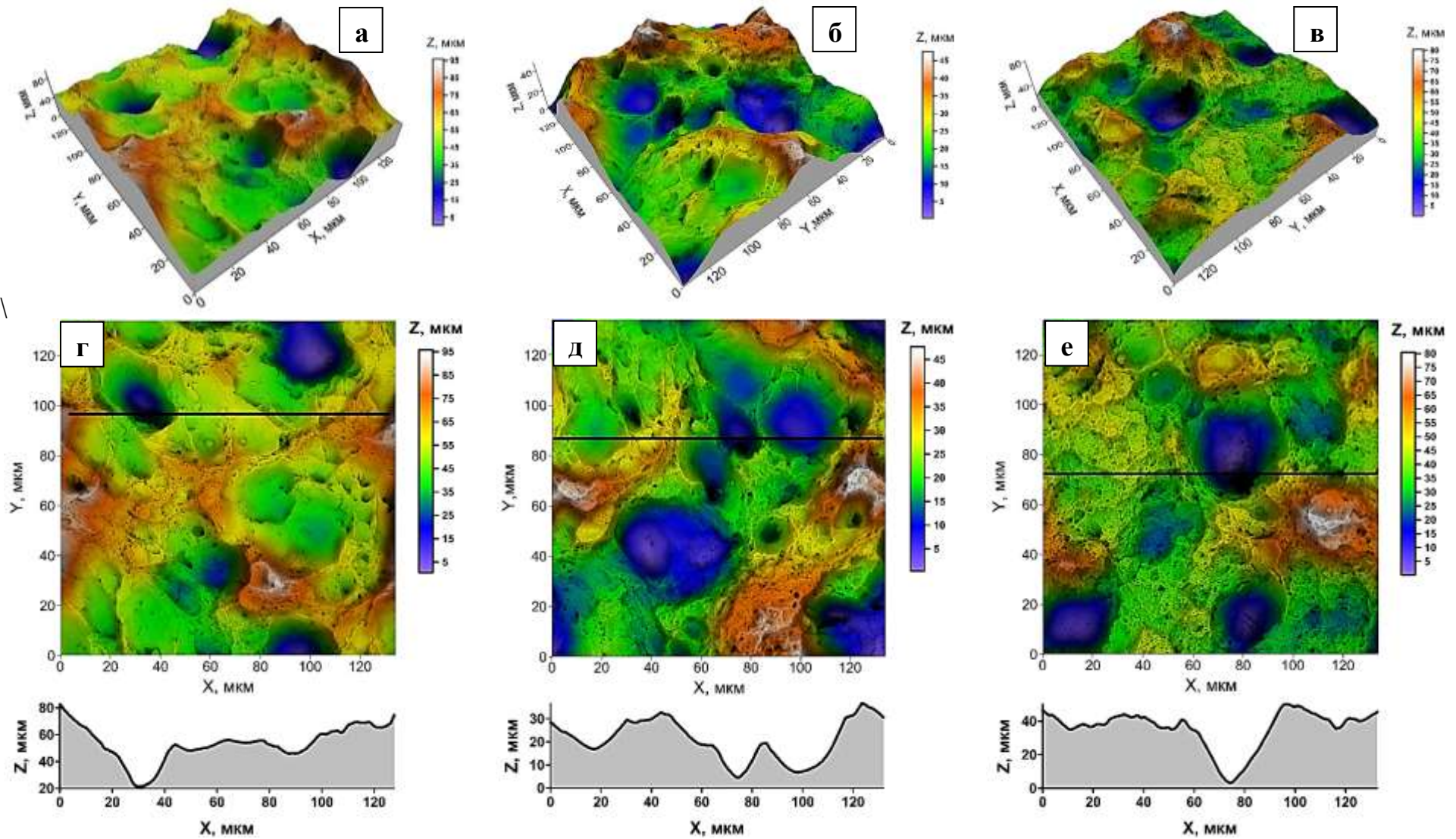


Рисунок 4.9 - 3D модели и профилограммы поверхности разрушения сталей 09Г2С (а, г), 25 (б, д) и 35Х (в, е), после проведения режима 1.

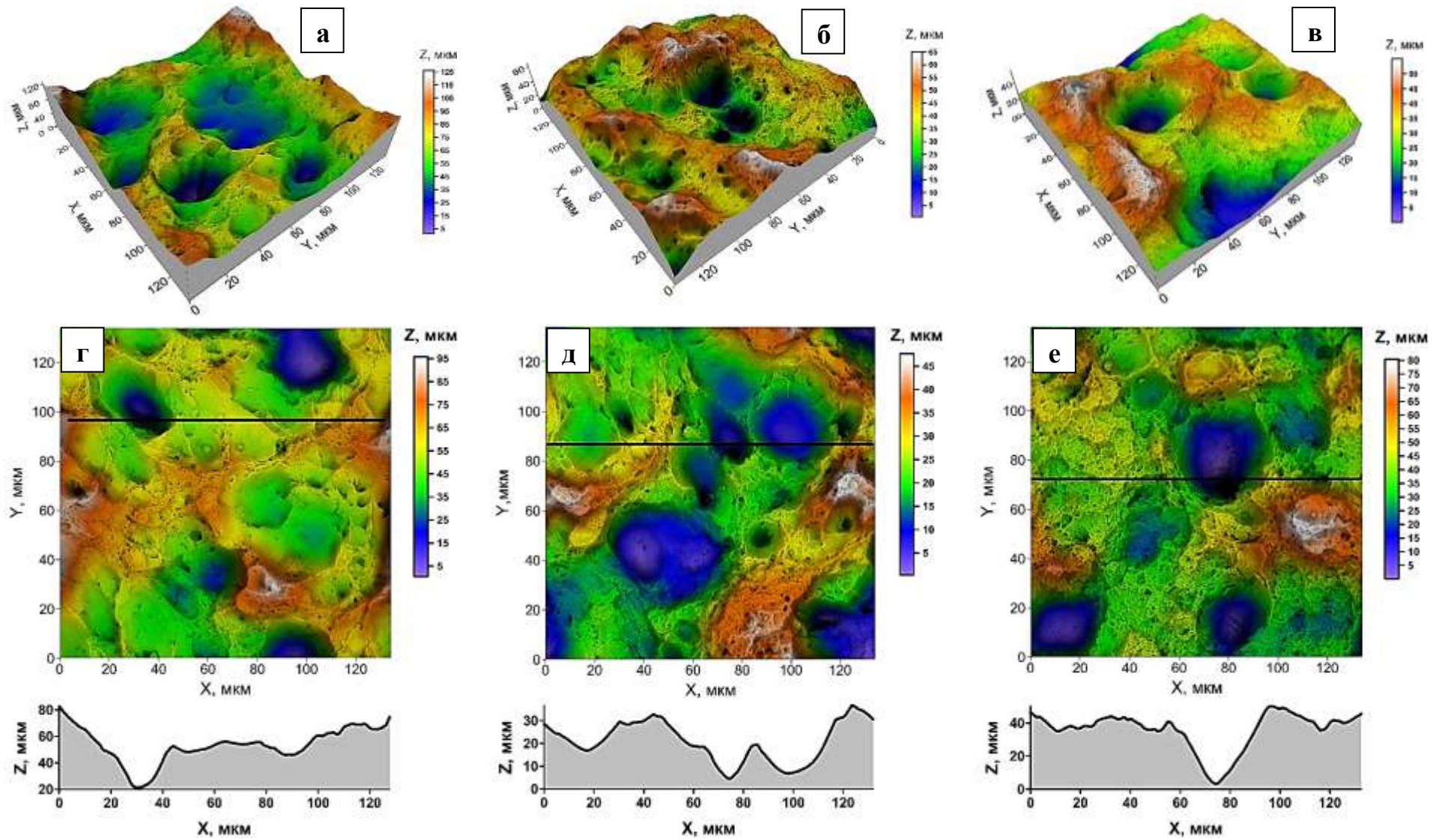


Рисунок 4.10 - 3D модели и профилограммы поверхности разрушения сталей 09Г2С (а, г), 25 (б, д) и 35Х (в, е), после проведения режима 2.

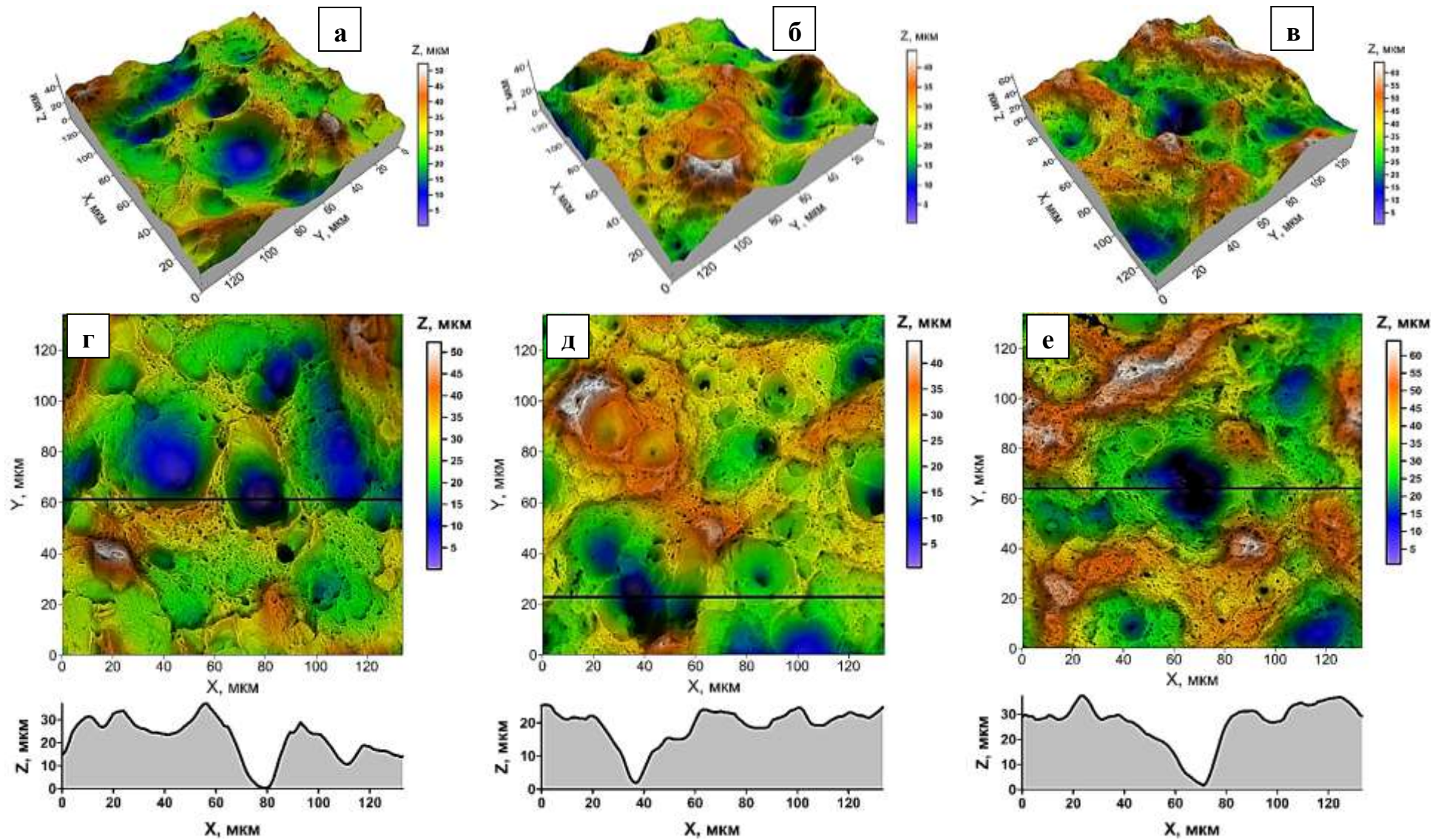


Рисунок 4.11 - 3D модели и профилограммы поверхности разрушения сталей 09Г2С (а, г), 25 (б, д) и 35Х (в, е), после проведения режима 3.

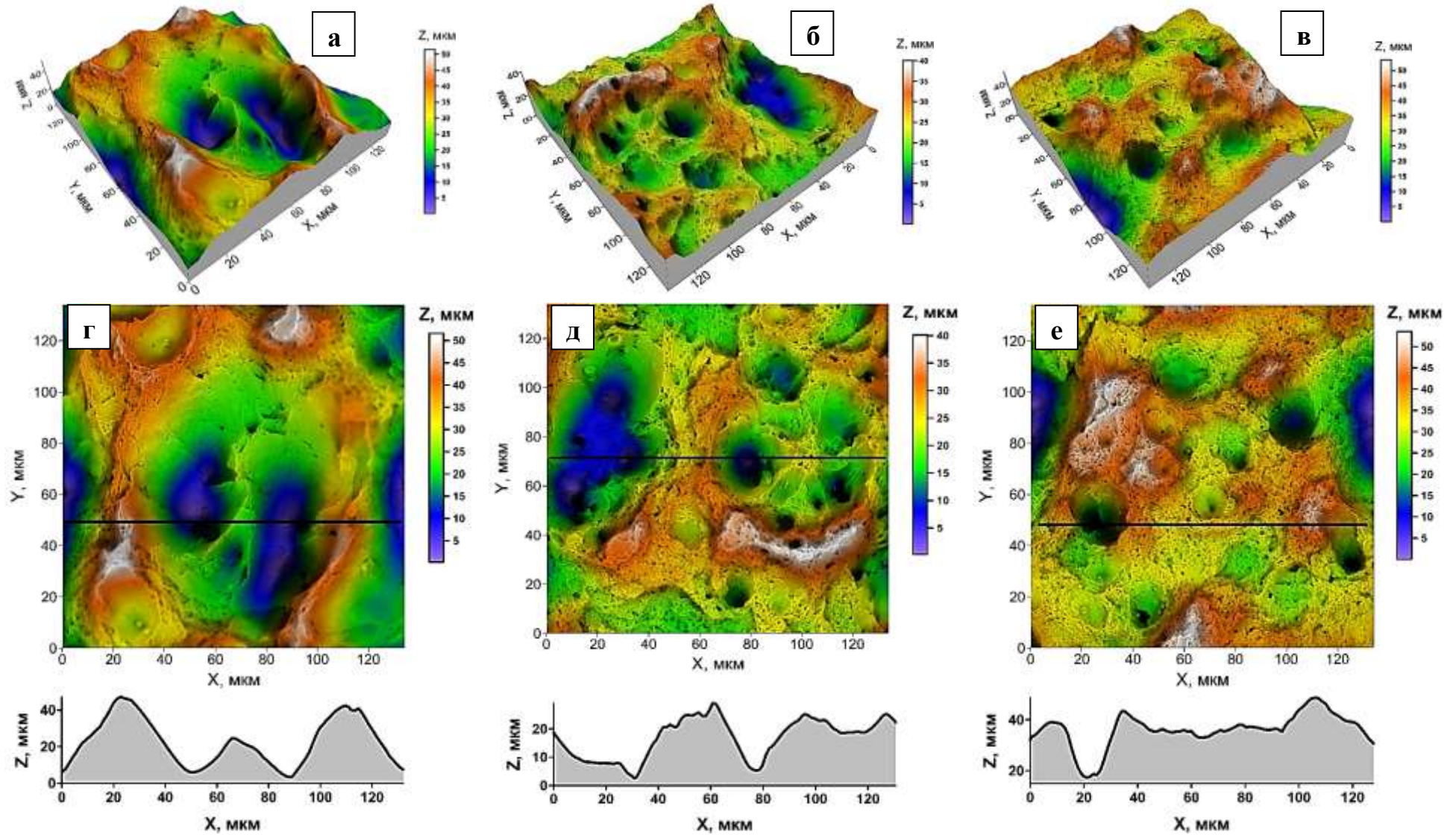


Рисунок 4.12 - 3D модели и профилограммы поверхности разрушения сталей 09Г2С (а, г), 25 (б, д) и 35Х (в, е), после проведения режима 4.

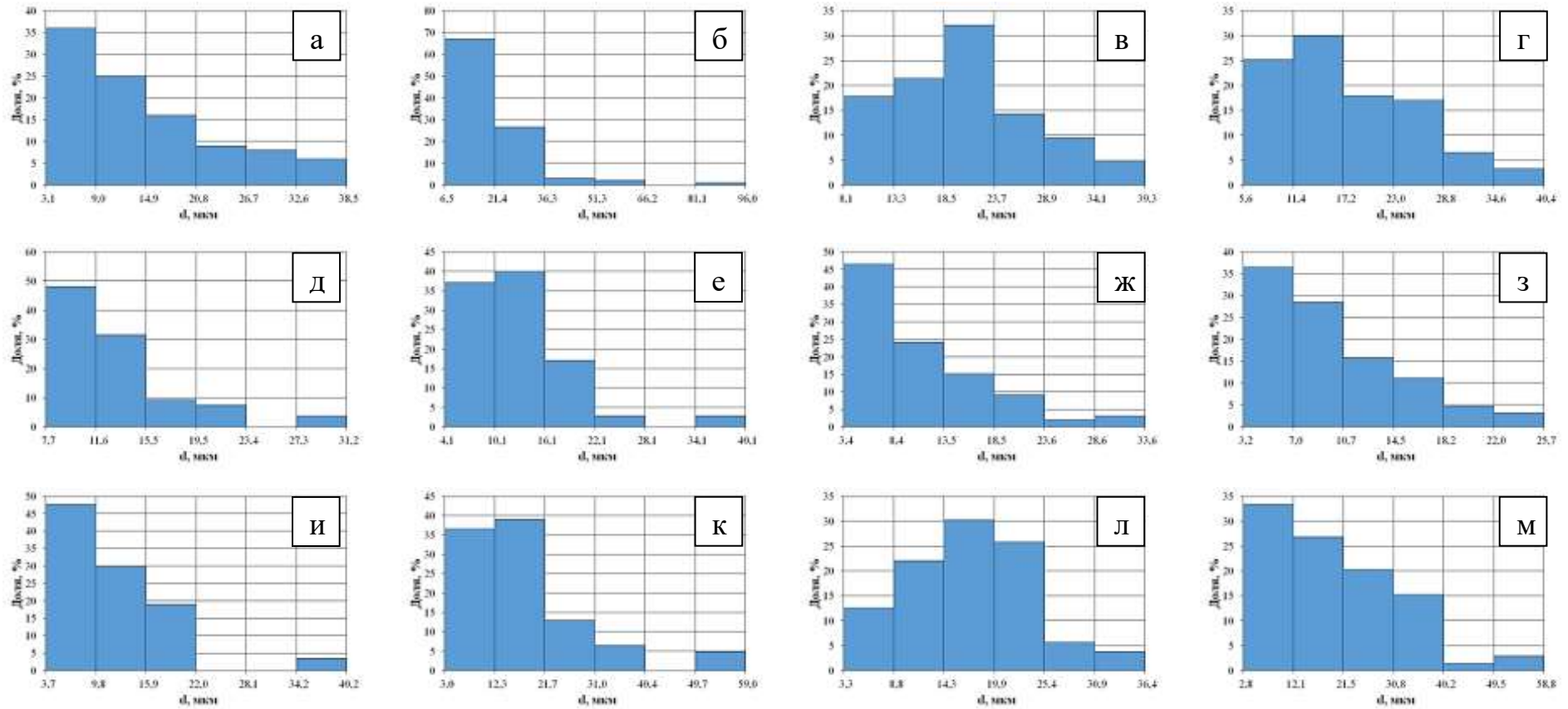


Рисунок 4.13 - Гистограммы распределения ямок-тоннелей на поверхности разрушения сталей 09Г2С (а-г), 25 (д-з) и 35Х (и-м) по глубине; а, д, и – режим №1; б, е, к – режим №2; в, ж, л – режим №3; г, з, м – режим №4.

Глубина ЯТ на поверхности разрушения сталей 25 и 35Х после деформационно-термических обработок изменялась также немонотонно. Таким образом, изменение средней глубины ЯТ для каждой исследуемой стали носит индивидуальный характер и не позволяет выявить закономерностей влияния режима ДТО на глубину H_{cp} ЯТ. Однако, оценка глубины ЯТ относительно их диаметров (H_{cp} ЯТ)/ D_{cp} ЯТ) показала, что проведение обработки по режимам №2 и №3 приводит к увеличению глубины ЯТ относительно их диаметров в сравнении с обработкой по режимам №1 и №4, что характерно для всех исследуемых сталей, таблица 4.3. Вероятно, образование на поверхности разрушения более тонких, «острых» ямок-тоннелей, рисунок 4.14. могло способствовать формированию расщеплений с большей долей в изломе после обработки сталей по режиму ДТО №3.

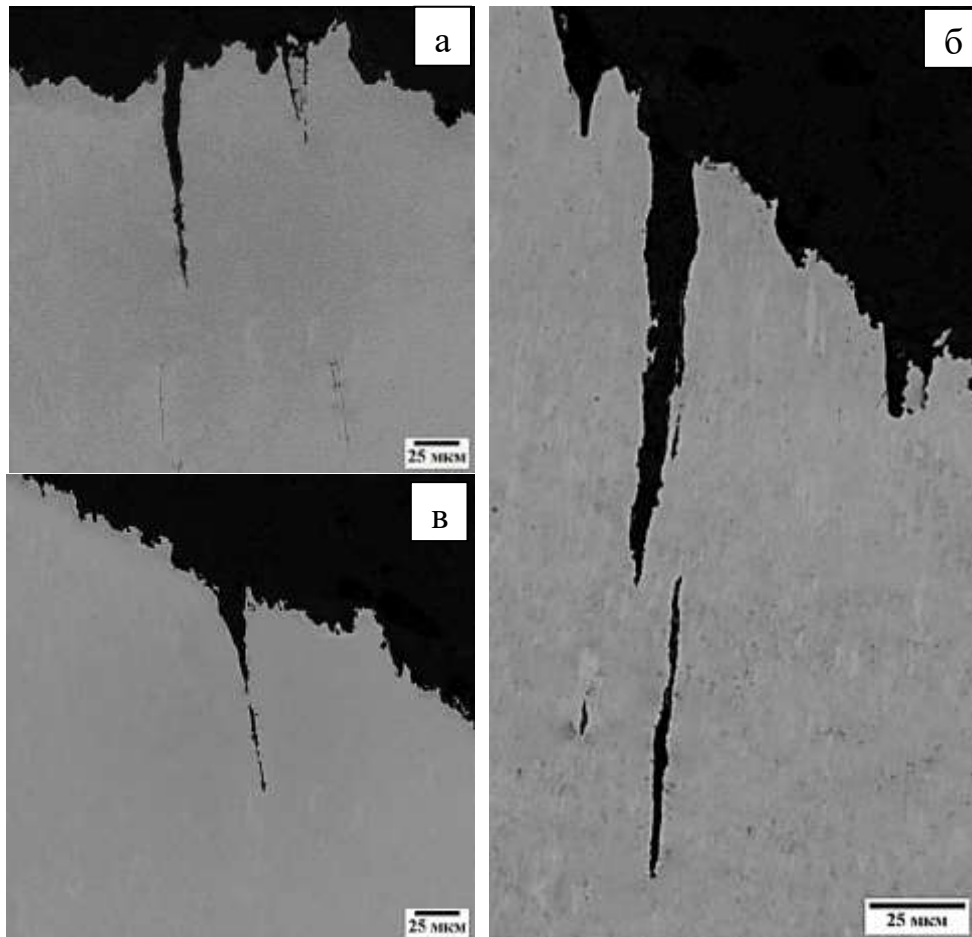


Рисунок 4.14 - Продольное сечение микро-расщеплений металла на поверхности разрушения стали 35Х (а-в), обработанной по режиму ДТО №3.

Из рисунка 4.14 видно, что глубина микро-расщеплений значительно превосходит их поперечные размеры, а по своей морфологии они могут быть

сравнимы с глубоким острым надрезом. По мере продвижения динамической трещины в процессе разрушения, в условиях приближенных к плосконапряженному, микро- расщепления объединяются в более протяженное, более глубокое мезо-расщепление и далее – в макро- расщепления. Важно заметить, что образование мезо-расщеплений возможно только в случае наличия микро- расщеплений с подходящими размерами и благоприятной ориентировкой в действующих полях напряжений при вершине развивающейся трещины.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4

1. Развита классификация элементов ямочного рельефа поверхности разрушения исследуемых сталей по типам и размерам. В зависимости от поперечных размеров ямок их предложено разделять на микро-ямки, менее 5 мкм, и крупные ямки, с размерами 5 мкм и более.
2. Показано, что проведения ДТО по различным режимам не изменяет механизма роста динамической трещины высокоотпущенных сталей. Установлено, что холодная радиальная ковка, а также - последеформационный отжиг при 300 °С, приводит к уменьшению размеров и доли крупных ямок на поверхности разрушения исследуемых сталей до минимальных показателей, среди рассматриваемых режимов обработки, и росту доли микро-ямок. Отжиг при 600 °С холоднодеформированных исследуемых сталей приводит к росту доли и размеров крупных ямок на поверхности разрушения до уровня высокоотпущенного состояния и выше. Показано, что на поверхности разрушения сталей, подвернутых холодной радиальной ковке, доля и размеры крупных ямок, в сравнении с высокоотпущенным состоянием, уменьшаются. Проведение последеформационного отжига при 300 °С приводит к дальнейшему уменьшению поперечных размеров крупных ямок и их доли до 55,5% в стали 09Г2С, 40,5% в стали 25 и 16,8% в стали 35Х.
3. Показано, что формирование микро- расщеплений путем слияния близкорасположенных глубоких ямок- тоннелей инициирует образование мезо- и макро- расщеплений в процессе динамического разрушения.

Глава 5. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗОН ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ПОВЕРХНОСТЬЮ ИЗЛОМОВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ

Анализируя количественные характеристики поверхности разрушения исследуемых сталей становится очевидно, что они являются отражением возможностей материала претерпевать пластическую деформацию в локальных объемах, находящихся перед фронтом динамической трещины, где, как известно, под действием напряжений [96 - 107] развивается зона пластической деформации (ЗПД).

Процессы, происходящие в объеме ЗПД, определяют ее конечный размер и форму, которые, в свою очередь, свидетельствуют о возможности материала рассеивать энергию, направленную на разрушение, и сохранять свою целостность. Другими словами, параметры ЗПД могут определяющим образом влиять на уровень энергоемкости роста трещины.

Таким образом, исследования формы, размеров ЗПД, а также – структурных изменений и распределения свойств материала внутри ЗПД являются важными и актуальными задачами.

5.1. Исследование размеров зон пластической деформации под поверхностью динамического разрушения сталей 09Г2С, 25 и 35Х

Для приближенного описания областей локализации напряжений и деформаций перед фронтом трещины можно использовать математический подход [96 - 103]. Однако Хан и Розенфельд пришли к заключению о том, что теоретические представления не описывает форму пластической зоны достаточно точно [108]. Подавляющее большинство экспериментальных методов определения позволяют лишь качественно исследовать ЗПД [109 - 126] и не позволяют в полной мере количественно определить ее параметры.

В связи с этим для исследования ЗПД в высокоотпущенных конструкционных сталей, подвергнутых ДТО на базе ХРК, был применен метод систематического измерения микротвердости материала под поверхностью разрушения [128]. Метод

подробно описан и апробирован в работах [160 - 163] на закаленных и отпущенных в широком интервале температур конструкционных сталях схожего химического состава. При этом важно отметить, что указанные исследования проводили на разрушенных ударных образцах, полученных из листовых материалов, в которых отсутствовала выраженная анизотропия свойств.

5.1.1. Исследование однородности распределения микротвердости по сечению разрушенных образцов сталей, подвергнутых термической и деформационно-термической обработке

В данной работе исследуется ЗПД под поверхностью разрушения ударных образцов, рисунок 5.1, полученных из трубных заготовок, в структуре которых, как показали результаты СЭМ исследований, обнаруживались объемы структуры с немартенситной морфологией, образованные в следствии недостаточной устойчивости переохлажденного аустенита при закалочном охлаждении. В связи с этим в трубных заготовках, а также- ударных образцах, полученных из них, могла проявиться неоднородность свойств по сечению.

Исследование анизотропии микротвердости проводили на поверхности, подготовленной для исследований ЗПД методом систематического измерения микротвердости в соответствии со схемой на рисунке 5.2, в двух взаимно перпендикулярных направлениях – в направлении движения динамической трещины и в направлении удаления от поверхности разрушения, рисунок 5.3, в области образца, не затронутой пластической деформацией. Нагрузка при индентировании составляла 0,44 Н, отступ от поверхности образца и шаг между отпечатками микротвердости 100 мкм. Методика подготовки образцов для проведения исследований ЗПД подробно описана в главе 2.

Полученные результаты свидетельствуют, что после закалки и высокого отпуска микротвердость матричного материала повышается в периферийных участках, рисунок 5.4, а, в, д. В наибольшей степени этот эффект выражен у сталей 25 и 35Х. В направлении, нормальном к поверхности разрушения, микротвердость по сечению ударных образцов распределена равномерно. Уровень микротвердости

матричного материала составляет ~222, ~181 и ~254 HV для сталей 09Г2С, 25 и 35Х после ДТО №1, соответственно, таблица 5.1.



Рисунок 5.1 - Вид изломов ударных образцов из сталей 09Г2С (а-г), 25 (д-з) и 35Х (и-м), под поверхностью которых проводили исследование ЗПД: а, д, и – режим ДТО №1, б, е, к – режим ДТО №2, в, ж, л – режим ДТО №3, г, з, м – режим ДТО №4. $\times 7$.

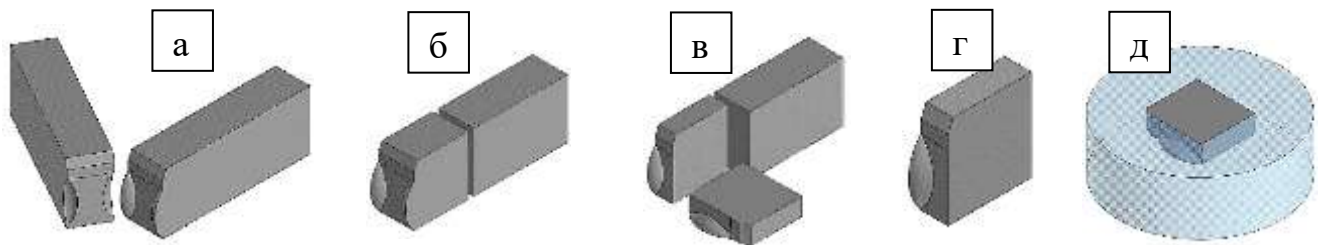


Рисунок 5.2 - Схема подготовки образца, испытанного на ударный изгиб (а), для исследования ЗПД: б – отделение от образца фрагмента, содержащего излом, в – продольное разделение фрагмента образца, на две части, г – образец для исследования ЗПД, д – запрессовка образца для исследования ЗПД в термореактивную смолу и последующая полировка.

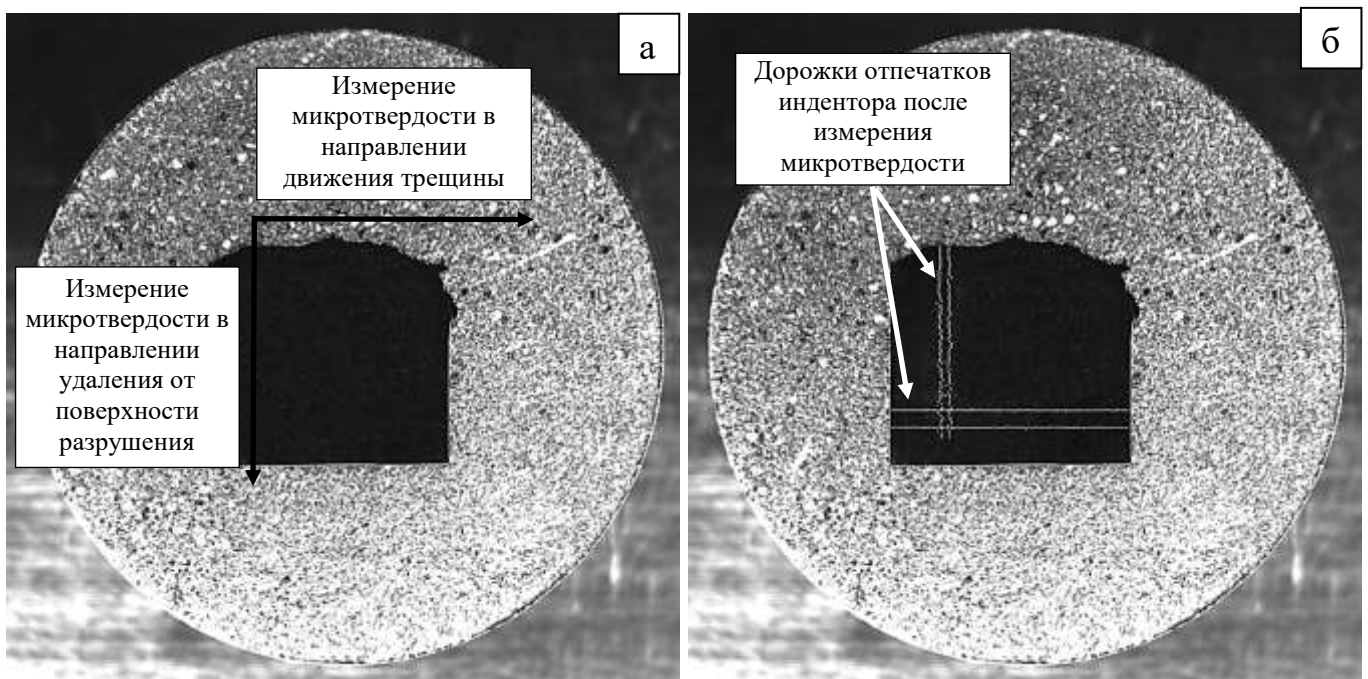


Рисунок 5.3 - Схема проведения исследований анизотропии микротвердости по сечению подготовленной поверхности образца из стали 09Г2С в высокоотпущенном состоянии в области матричного материала (а) и вид образца после проведенных испытаний (б).

Проведение ХРК с общей степенью деформации 55% (режим ДТО №2) приводит к выравниванию микротвердости по сечению ударных образцов, рисунок 5.5, и общему повышению ее уровня, таблица 5.1. После проведения отжигов при температуре 300 °С и 600 °С, режимы ДТО №3 и №4 соответственно, однородность распределения микротвердости по сечению ударных образцов в двух взаимно перпендикулярных направлениях сохраняется, рисунок 5.6 – 5.7.

Общий уровень микротвердости матричного материала исследуемых сталей после ДТО по режиму №3 достигает максимальных значений, как и характеристик прочности, таблица 3.2.

Проведение ДТО по режиму №4 приводит к закономерному снижению уровня микротвердости матричного материала, в сравнении с микротвердостью сталей, обработанных по режиму ДТО №3, и приближению к значениям высокоотпущенного состояния.

Интересно отметить, что в стали 25 после проведения ДТО по режиму №4 общий уровень микротвердость хоть и снижается до значений высокоотпущенного состояния, все же остается повышенным, в то время как для сталей 09Г2С и 35Х характерно снижение микротвердости ниже уровня высокоотпущенного состояния на 5-10 HV. Вероятно, это связано с тем, что в стали 25, из-за недостаточной прокаливаемости, после обработки по режиму ДТО №1 был сформирован низкий уровень микротвердости. Микротвердость матричного материала конструкционных сталей, обработанных по режимам ДТО №1- №4, представлены в таблице 5.1.

Анализируя результаты оценки анизотропии микротвердости в сечении ударных образцов исследуемых сталей, можно сказать, что в целом микротвердость по сечению распределена равномерно. Исключение составляет ударные образцы из высокоотпущенной стали 25- наблюдается повышение твердости ближе к поверхности ударного образца, в момент вырезки из трубной заготовки, находившейся наиболее близко к внешней ее образующей. В этом случае для последующих измерений параметров ЗПД под поверхностью разрушения был выбран разрушенный ударный образец, в котором область с повышенными значениями микротвердости приходилась на сторону, с которой нанесен основной V- образный надрез, и в котором соответственно, трещина однократного нагружения при динамических испытаниях не распространялась.

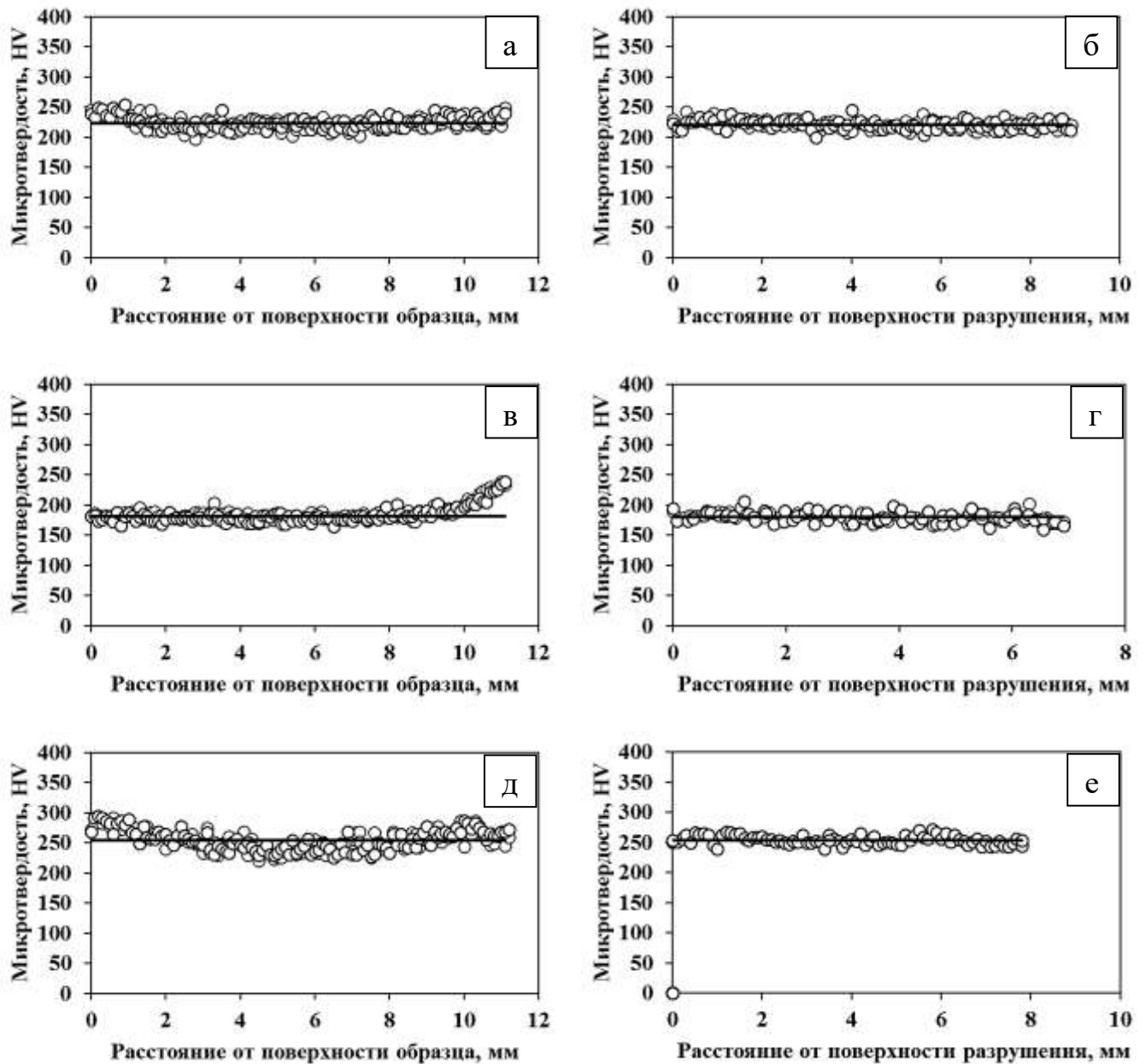


Рисунок 5.4 - Результаты измерения микротвердости матричного материала образцов сталей 09Г2С (а-б), 25 (в-г), 35Х (д-е), прошедших ДТО по режиму ДТО № 1, в двух взаимно перпендикулярных направлениях: вдоль движения динамической трещины (а, в, д) и в нормальном к направлению движения динамической трещины (б, г, е).

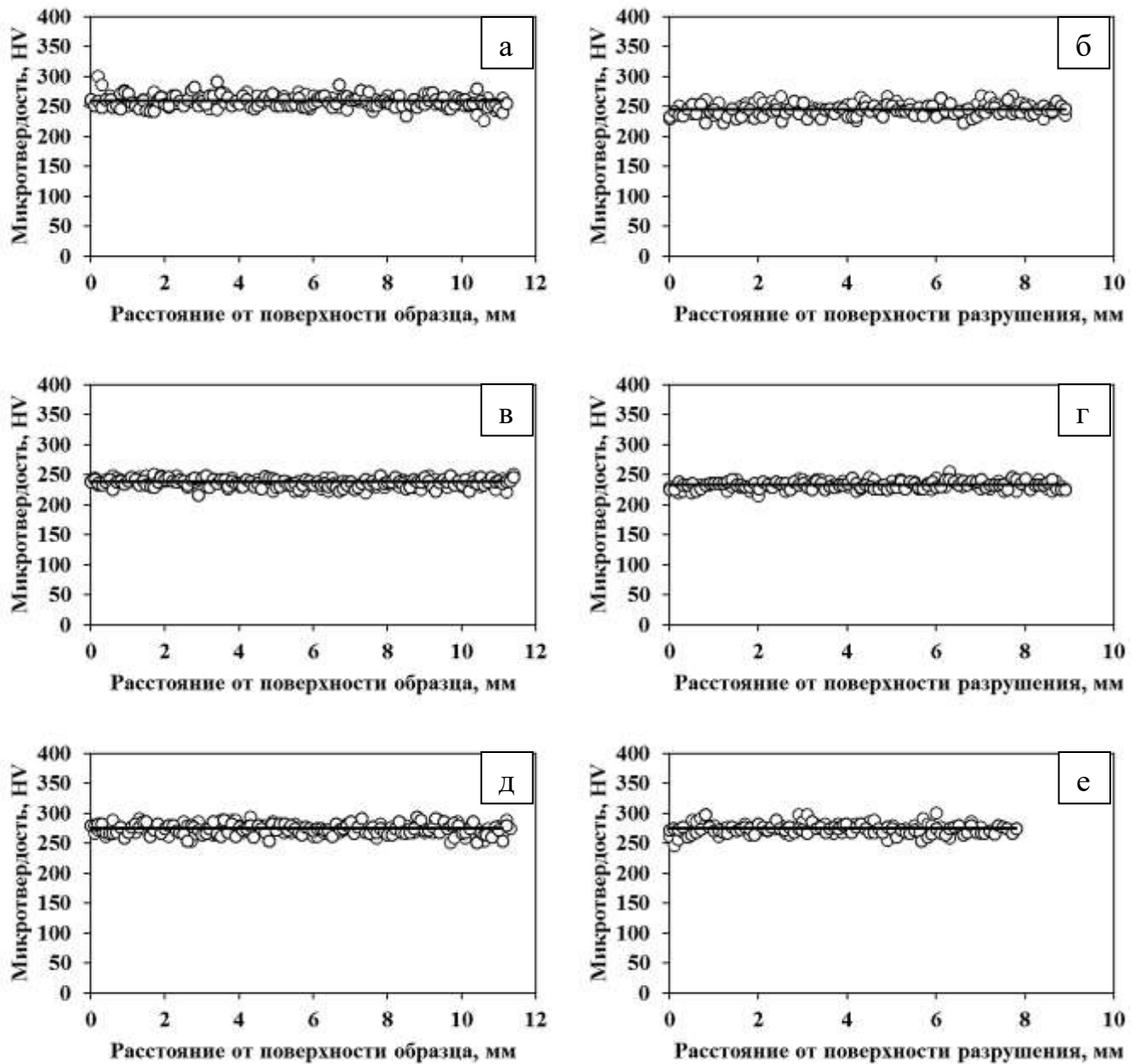


Рисунок 5.5 - Результаты измерения микротвердости матричного материала образцов сталей 09Г2С (а-б), 25 (в-г), 35Х (д-е), прошедших ДТО по режиму ДТО № 2, в двух взаимно перпендикулярных направлениях: вдоль движения динамической трещины (а, в, д) и в нормальном к направлению движения динамической трещины (б, г, е).

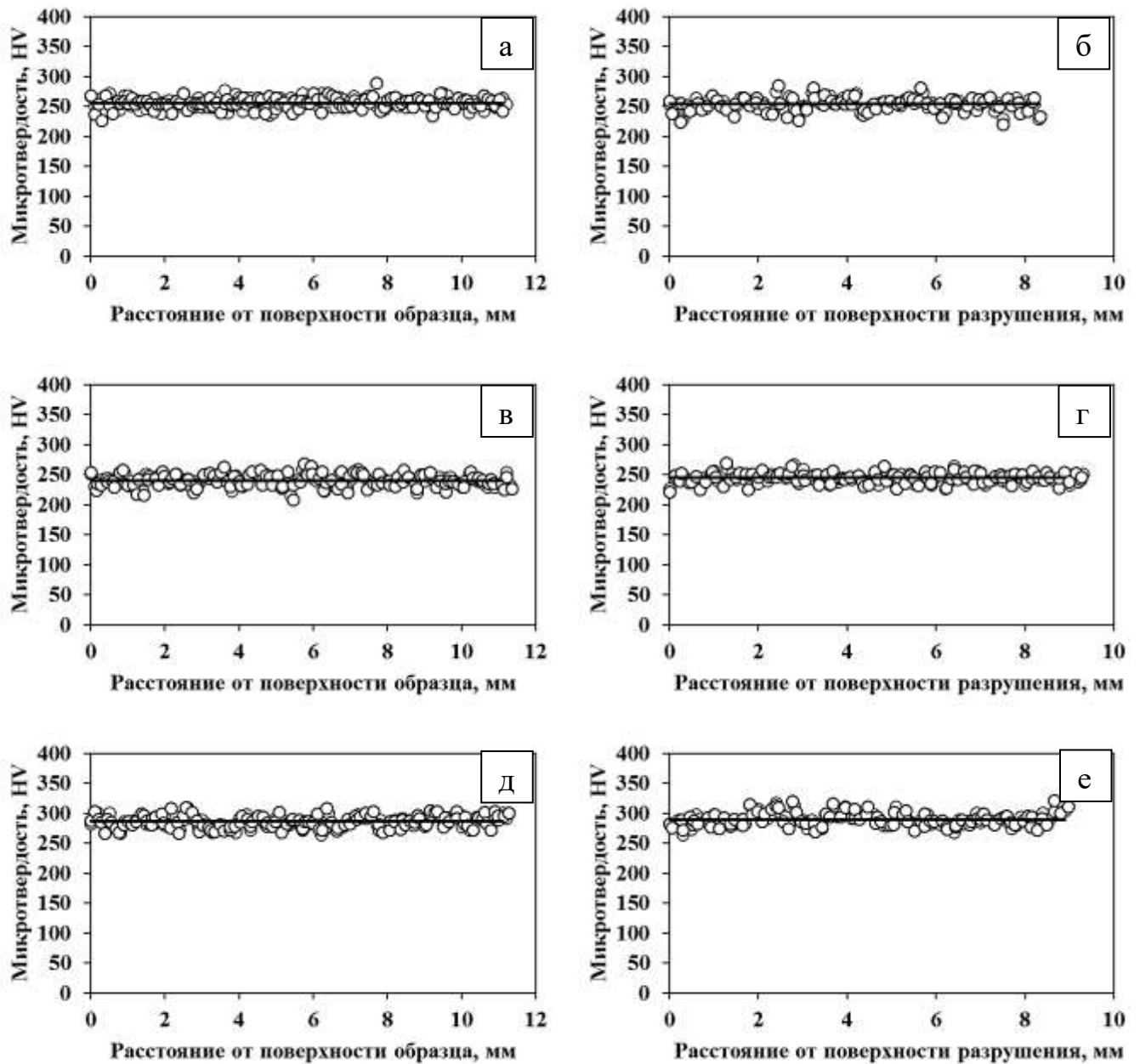


Рисунок 5.6 - Результаты измерения микротвердости матричного материала образцов сталей 09Г2С (а-б), 25 (в-г), 35Х (д-е), прошедших ДТО по режиму ДТО № 3, в двух взаимно перпендикулярных направлениях: вдоль движения динамической трещины (а, в, д) и в нормальном к направлению движения динамической трещины (б, г, е).

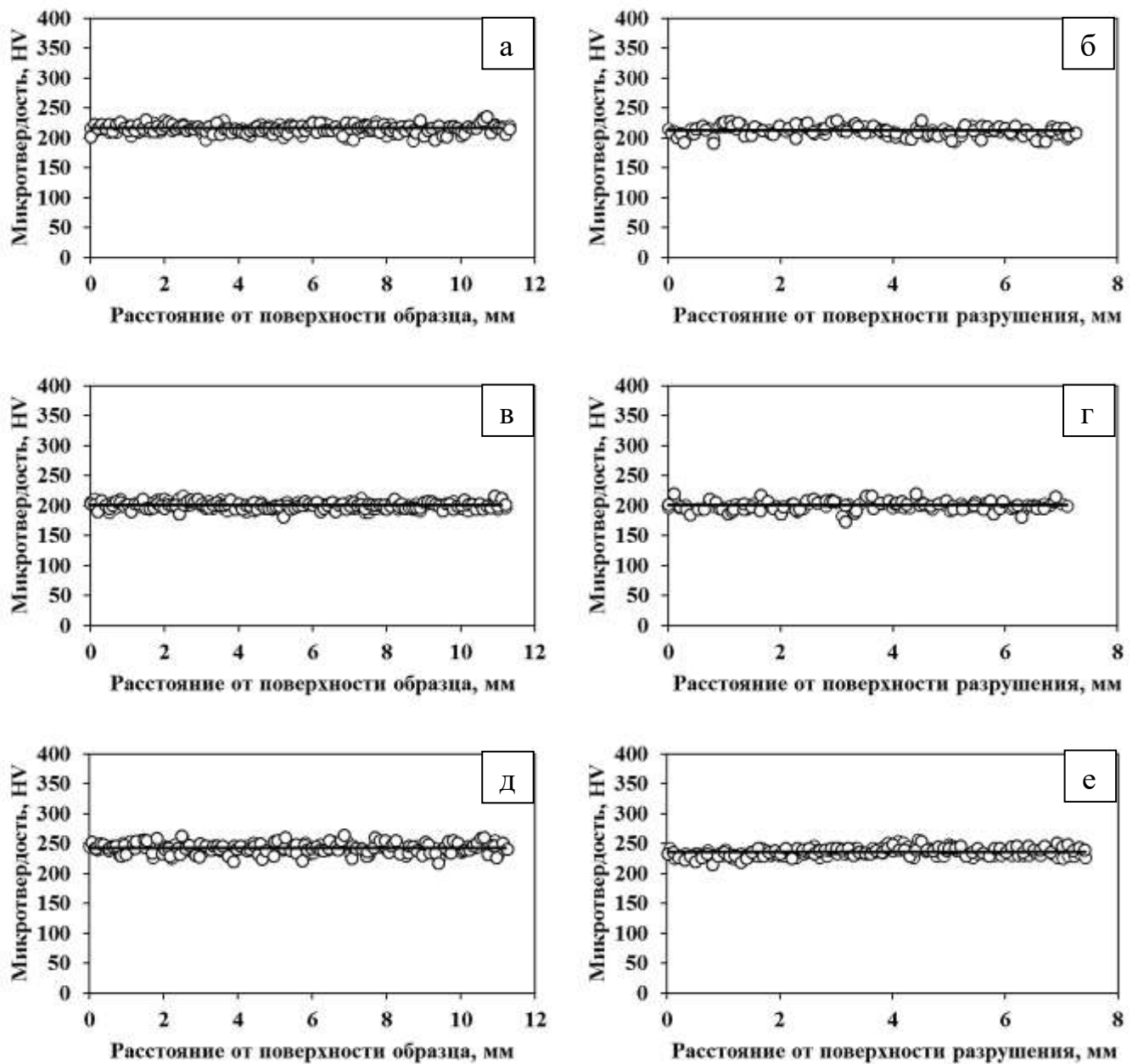


Рисунок 5.7 - Результаты измерения микротвердости матричного материала образцов сталей 09Г2С (а-б), 25 (в-г), 35Х (д-е), прошедших ДТО по режиму ДТО № 4, в двух взаимно перпендикулярных направлениях: вдоль движения динамической трещины (а, в, д) и в нормальном к направлению движения динамической трещины (б, г, е).

Таблица 5.1 - Микротвердость матричного материала исследуемых сталей во взаимно перпендикулярных направлениях.

Режим ДТО, №	Микротвердость матричного материала*, НV	
	Параллельно поверхности разрушения	Нормально к поверхности разрушения
Сталь 09Г2С		
1	223±1,3	221±1,1
2	259±1,3	245±1,4
3	256±1,2	255±1,7
4	217±0,9	216±1,3
Сталь 25		
1	182±1,8	180±1,4
2	238±0,8	233±0,9
3	240±1,3	246±1,2
4	201±0,7	201±1,2
Сталь 35Х		
1	254±2,2	254±2,2
2	275±1,1	275±1,4
3	286±1,3	289±1,7
4	242±1,1	236±0,9
* - уровень значимости 0,05		

5.2. Исследование размера и формы зон пластической деформации под поверхностью разрушения конструкционных сталей в области старта динамической трещины

Под зоной пластической деформации (ЗПД) под поверхностью разрушения образцов, испытанных на ударный изгиб, в данной работе понимается подповерхностная область микрошлифа с повышенным, относительно матричного, уровнем микротвердости. Размер ЗПД под поверхностью разрушения определяли в области старта трещины однократного нагружения, на удалении ~1 мм от места старта динамической трещины, т.к. именно на таком расстоянии от вершины

трещины авторы работы [119] фиксировали максимальные напряжения в процессе разрушения, и размер ЗПД на таком удалении от вершины усталостной трещины хорошо коррелирует с уровнем энергоемкости разрушения листовых сталей близкого химического состава [160 - 163].

Для проведения масштабных систематизированных измерений микротвердости под поверхностью разрушения был применен автоматизированный микротвердомер DuraScan 70. Измерения проводили в направлении удаления от поверхности разрушения, выстраивая отпечатки индентора в дорожки, и постепенно смещая каждую последующую дорожку в направлении движения трещины. На рисунке 5.8, а, показан микрошлиф подготовленного образца с нанесенными дорожками микротвердости в области старта динамической трещины. Место старта динамической трещины определяли по глубине нанесенного на ударный образец концентратора - усталостной трещины и по наличию вторичных трещин, образованных в момент старта динамической трещины.

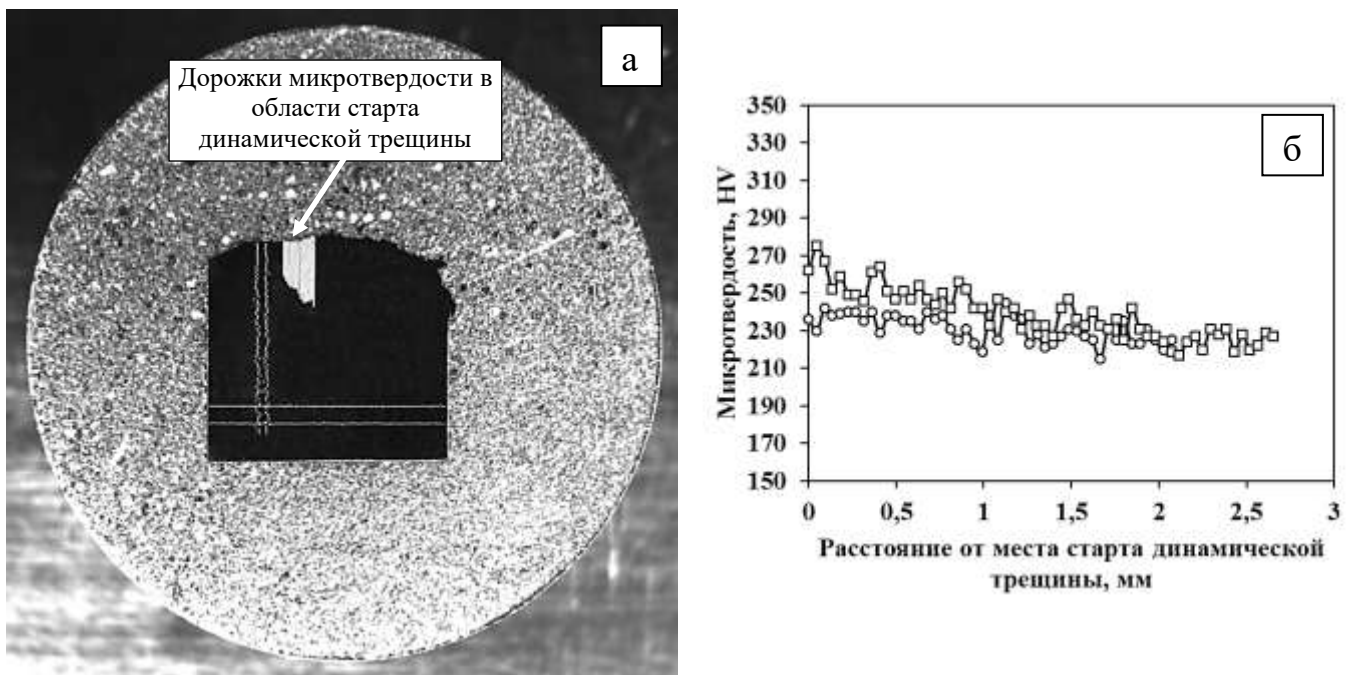


Рисунок 5.8 - Образец высокоотпущенной стали 09Г2С с дорожками микротвердости в области старта динамической трещины (а) и микротвердость в дорожках удаленных на 0,4 (○) и 0,8 (□) мм от места старта динамической трещины (б).

Результаты измерений показывают, что, по мере удаления от места старта динамической трещины в сторону ее распространения, микротвердость подповерхностного материала постепенно увеличивается, а также увеличивается глубина, или величина деформированной области, рисунок 5.8, б.

Распределение микротвердости в дорожках, расположенных на удалении ~ 1 мм от старта динамической трещины в образцах сталей, обработанных по режиму ДТО №1, представлено на рисунке 5.9, а, в, д. Из приведенных графиков видно, что наибольшие значения микротвердости достигаются в непосредственной близости к поверхности разрушения и затем постепенно уменьшаются до уровня матричного материала. Наблюдаемое изменение средних значений микротвердости по мере удаления от поверхности разрушения наилучшим образом аппроксимируется функцией полинома 5 степени.

Для определения размера ЗПД исследуемых сталей в высокоотпущенном состоянии на одном поле были построены кривые, аппроксимирующие результаты изменения микротвердости сталей под поверхностью разрушения на удалении ~ 1 мм от места старта динамической трещины и горизонтальной прямой, отражающей уровень микротвердости матричного материала, рисунок 5.9, б, г, е. Абсцисса точки касания или пересечения кривой микротвердости в ЗПД и уровня микротвердости матричного материала и будет являться размером ЗПД.

Аналогичным способом были представлены результаты исследования ЗПД методом систематических измерений микротвердости под поверхностью разрушения сталей 09Г2С, 25 и 35Х, обработанных по режимам ДТО №2-№4, рисунок 5.10-5.12.

Результаты оценки размера ЗПД в области старта динамической трещины приведены в таблице 5.2.

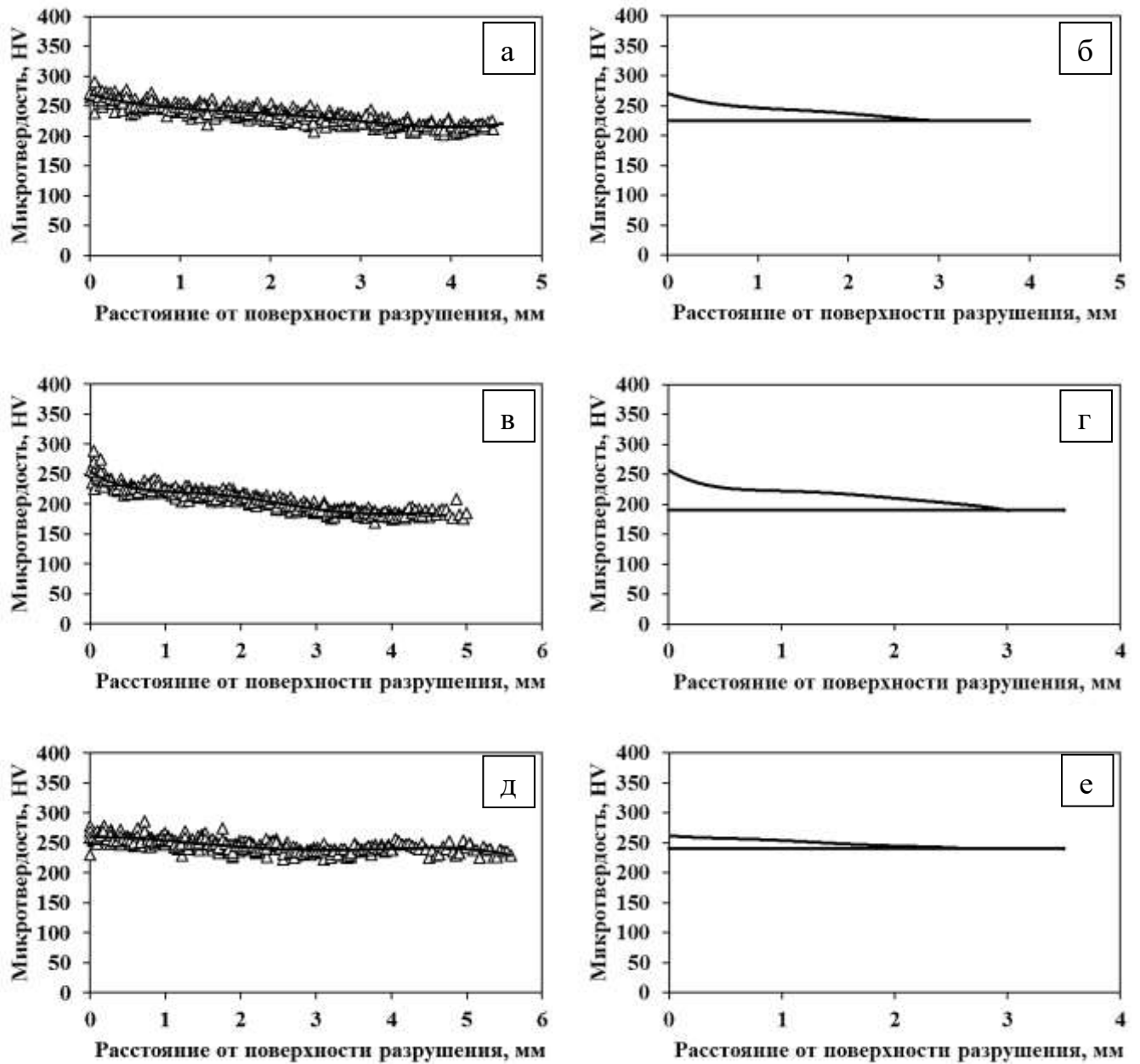


Рисунок 5.9 - Изменение микротвердости по мере удаления от поверхности разрушения сталей 09Г2С (а), 25 (в), 35Х (д), обработанных по режиму ДТО №1, на расстоянии ~1 мм от старта динамической трещины и аппроксимация результатов измерения полиномом 5 степени (б, г, е), соответственно.

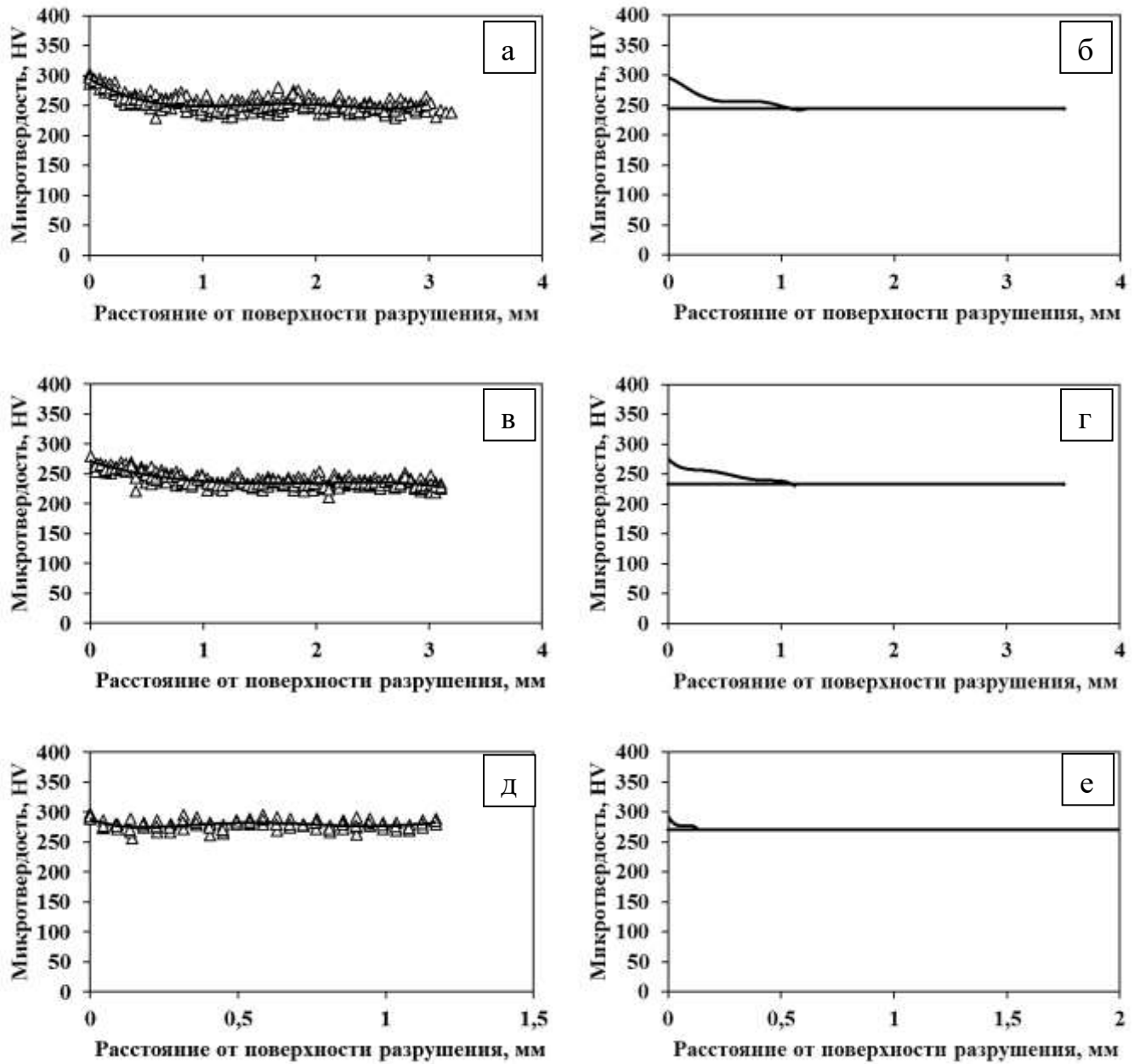


Рисунок 5.10 - Изменение микротвердости по мере удаления от поверхности разрушения сталей 09Г2С (а), 25 (в), 35Х (д), обработанных по режиму ДТО №2, на расстоянии ~ 1 мм от старта динамической трещины и аппроксимация результатов измерения полиномом 5 степени (б, г, е), соответственно.

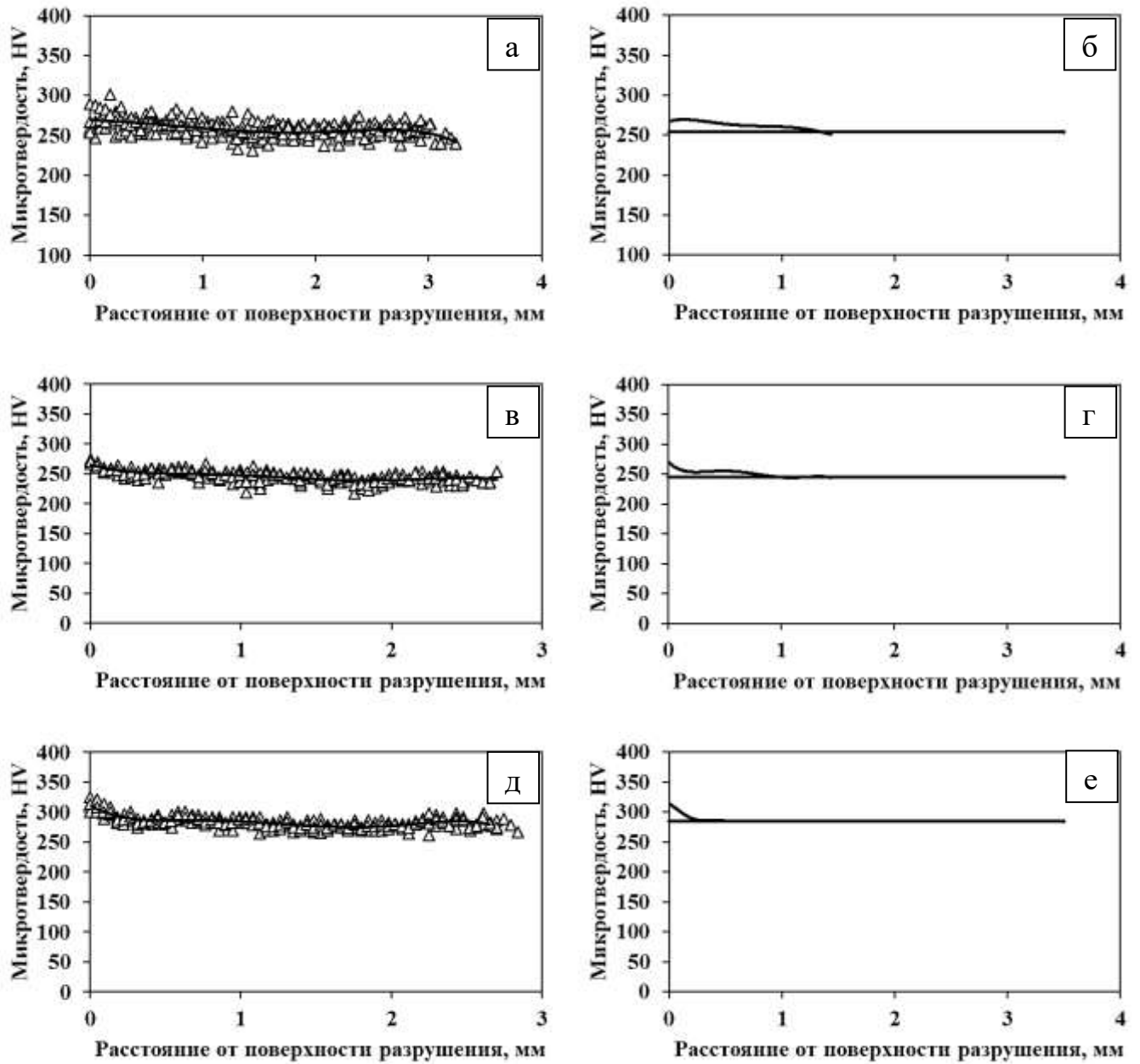


Рисунок 5.11 - Изменение микротвердости по мере удаления от поверхности разрушения сталей 09Г2С (а), 25 (в), 35Х (д), обработанных по режиму ДТО №3, на расстоянии ~ 1 мм от старта динамической трещины и аппроксимация результатов измерения полиномом 5 степени (б, г, е), соответственно.

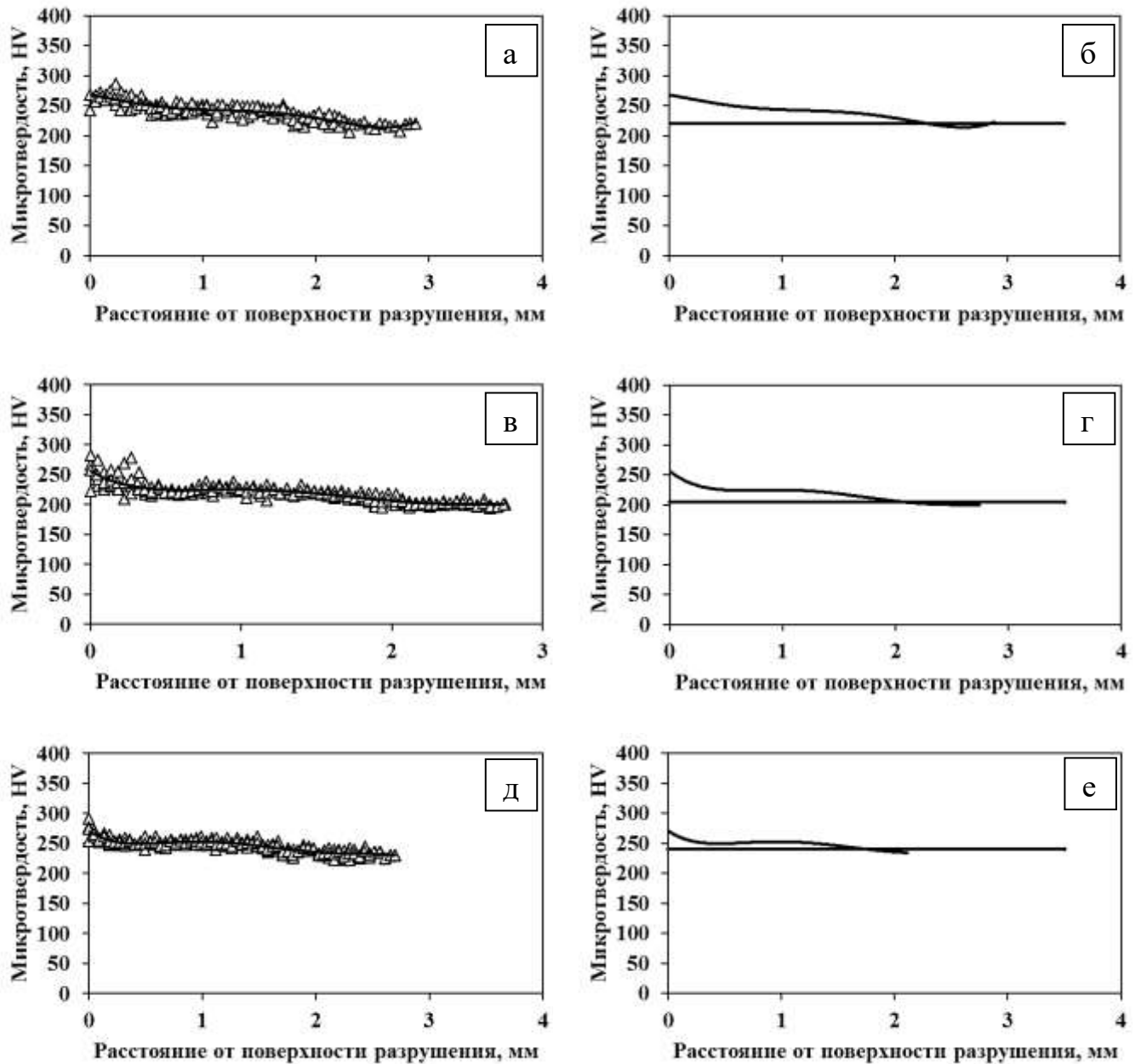


Рисунок 5.12 - Изменение микротвердости по мере удаления от поверхности разрушения сталей 09Г2С (а), 25 (в), 35Х (д), обработанных по режиму ДТО №4, на расстоянии ~ 1 мм от старта динамической трещины и аппроксимация результатов измерения полиномом 5 степени (б, г, е), соответственно.

Из таблицы 5.2. видно, что наибольшими размерами ЗПД обладают исследуемые стали в высокоотпущенном состоянии. В сталях 09Г2С и 25 размеры ЗПД в области старта динамической трещины оказались близкими и превышающими размер ЗПД высокоотпущенной стали 35Х.

Таблица 5.2 - Размеры ЗПД сталей 09Г2С, 25 и 35Х, подвергнутых ДТО.

Режим ДТО, №	$r_{зпд}$, мм	$S_{ст. зпд}$, мм ²	$S_{зпд}$, мм ²	$V_{зпд}$, мм ² ·HV
Сталь 09Г2С				
1	2,8-2,9	2,38	25,2	517
2	1,2-1,3	0,52	5,66	60
3	1,2-1,3	0,9	6,73	53
4	2,2-2,3	1,1	17,59	323
Сталь 25				
1	2,9-3,0	3,44	29,9	1049
2	1,1-1,2	0,73	4,95	33
3	1,1-1,2	0,76	10,37	82
4	2,1-2,2	1,33	15,28	325
35Х				
1	2,1-2,2	2,22	17,9	403
2	0,1-0,2	0,08	3,03	15
3	0,1-0,2	0,28	2,15	18
4	1,6-1,7	1,09	13,72	193
<p>Примечание:</p> <p>$r_{зпд}$- линейный размер ЗПД, определенный на расстоянии 1 мм от места старта динамической трещины;</p> <p>$S_{ст. зпд}$- площадь ЗПД в стартовой области;</p> <p>$S_{свмк зпд}$- площадь области СВМК ЗПД;</p> <p>$S_{зпд}$- площадь ЗПД под поверхностью разрушения</p> <p>$V_{зпд}$ – изменение твердости в ЗПД относительно недеформированного материала образца</p>				

Проведение ХРК приводит к резкому уменьшению размеров ЗПД под поверхностью разрушения исследуемых сталей, и с повышением содержания углерода этот эффект становится более выраженным. Последеформационный отжиг при температуре 300 °С практически не приводит к изменению размера ЗПД по сравнению с холоднодеформированным состоянием. Высокотемпературный отжиг при 600 °С приводит к увеличению размера ЗПД исследуемых сталей в стартовой области до значений 70-80% высокоотпущенного состояния.

Вероятно, проведение ХРК может приводить не только к изменению размеров ЗПД в области старта динамической трещины, но и к изменению их формы. На рисунке 5.13 в координатах «расстояние от места старта трещины - расстояние от поверхности разрушения» представлены кривые, соответствующие контуру ЗПД исследуемых сталей в области старта динамической трещины, и отделяющие материал под поверхностью разрушения, затронутый пластической деформацией от матричного материала.

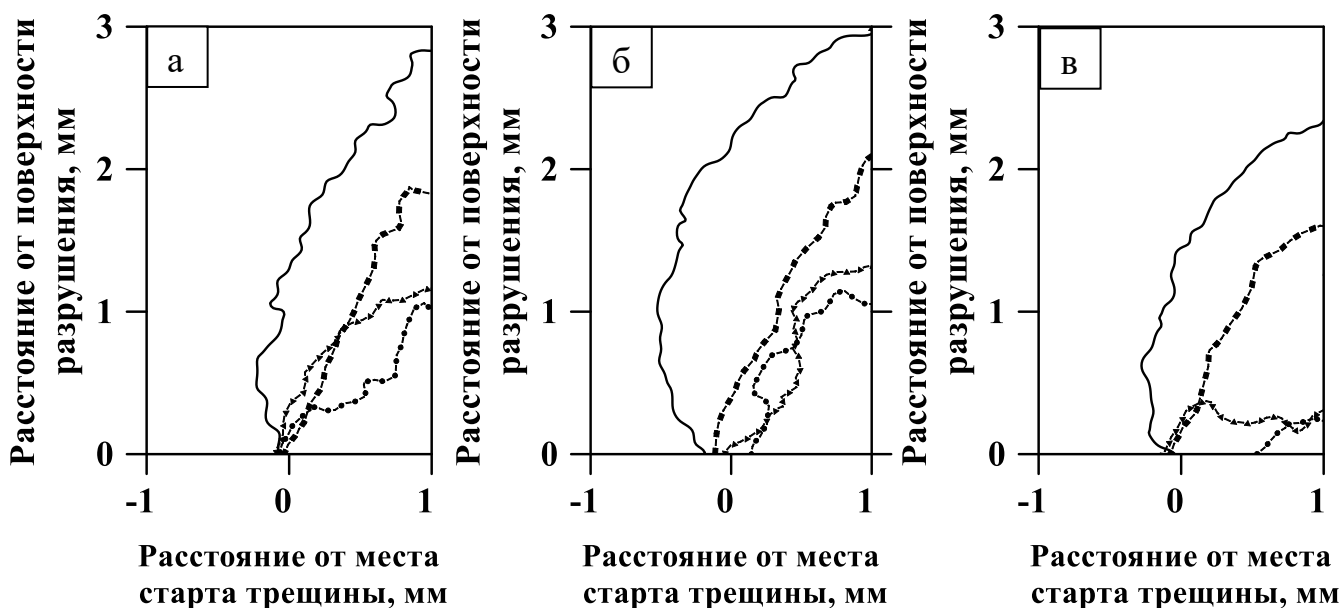


Рисунок 5.13 - Форма ЗПД в области старта динамической трещины в сталях 09Г2С (а), 25 (б) и 35Х (в), обработанный по режимам ДТО №1(—), №2(—●—), №3 (—▲—) и №4(—■—).

Как видно из рисунка 5.13, ЗПД исследуемых сталей в высокоотпущенном состоянии имеет скругленную форму и частично находится в области роста усталостной трещины. Несмотря на близкие линейные размеры ЗПД сталей 09Г2С и 25, наибольшая область деформированного материала наблюдается в стали 25, рисунок 5.13, б, по причине более низкого сопротивления пластической деформации. В высокоотпущенной стали 35Х площадь деформированного материала в стартовой области ЗПД, как и линейный размер, оказалась минимальной, рисунок 5.13, в.

Холодная радиальная ковка приводит не только к уменьшению размеров ЗПД исследуемых сталей, но и к изменению формы - ЗПД в области старта становится

более острой. Кроме того, формирование ЗПД начинается на некотором расстоянии от места старта динамической трещины и, чем больше содержание углерода в исследуемой стали, тем на большем расстоянии начинается формирование ЗПД.

После проведения отжига при температуре 300 °С ЗПД исследуемых сталей начинает формироваться в месте старта динамической трещины, что приводит к увеличению площади деформированного материала ЗПД в сталях 09Г2С и 35Х. В стали 25 площадь области деформированного материала осталась практически неизменной. Наибольшее увеличение области ЗПД зафиксировано в стали 35Х, однако ее площадь остается по-прежнему наименьшей среди исследуемых сталей.

После проведения высокотемпературного отжига при 600 °С площадь области деформированного материала в стартовой области ЗПД исследуемых сталей увеличивается, но, как и в случае с линейным размером, не достигает значений высокоотпущенного состояния. Граница ЗПД в стартовой области становится менее ломаной и отражает более плавное увеличение размеров ЗПД по мере роста трещины, что косвенно может свидетельствовать о том, что в процессе динамического разрушения исследуемых сталей деформировалась более однородная структура, по сравнению с предыдущими режимам ДТО.

5.3. Исследование распределения микротвердости в зоне пластической деформации под поверхностью разрушения конструкционных сталей, обработанных по различным режимам ДТО

Как было показано систематическими измерениями микротвердости под поверхностью разрушения листовых конструкционных сталей подобного химического состава [160 - 163], значимая часть информации о процессах диссипации энергии разрушения материалом образца может находиться за пределами ЗПД в области старта динамической трещины. В связи с этим были проведены измерения микротвердости под поверхностью разрушения исследуемых сталей на всем пути движения динамической трещины, рисунок 5.14, а, 5.15-5.16.

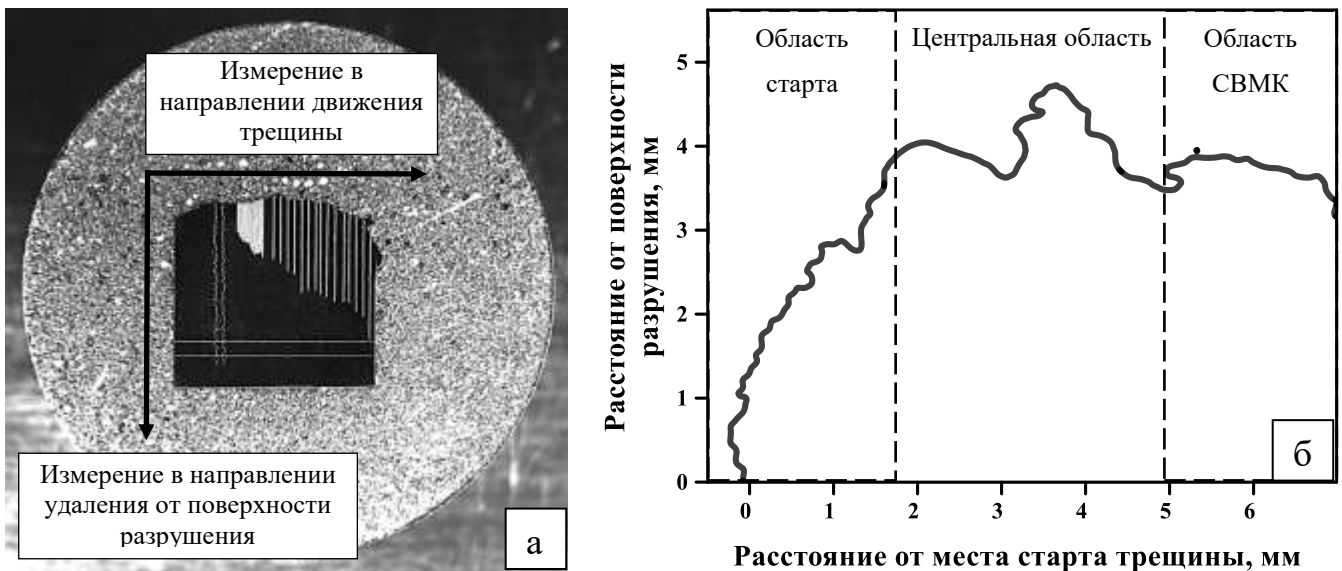


Рисунок 5.14 - Общий вид образца высокоотпущенной стали 09Г2С после исследования ЗПД методом систематического измерения микротвердости и ее контур с обозначением областей.

По результатам измерений были построены контуры ЗПД исследуемых сталей, рисунок 5.15, а-в, и картированы уровни микротвердости в них. По мере удаления от места старта динамической трещины в направлении ее роста размер ЗПД сталей в высокоотпущенном состоянии постепенно увеличивается. Затем, примерно на середине первоначального живого сечения, размер ЗПД достигает максимальных значений, после чего наблюдается уменьшение размеров ЗПД в области удара молота копра. В целом макро-строение ЗПД исследуемых высокоотпущенных сталей хорошо согласуется с результатами, полученными в [160 -163] – можно выделить три области, рисунок 5.14, б:

- стартовая область ЗПД. В этой области исследуемый материал пластически деформируется в процессе старта динамической трещины и последующего ее роста;
- область силового воздействия молота копра (СВМК). Данная область ЗПД формируется в результате удара молота копра и долома образца;
- центральная область ЗПД. Область расположена на середине исходного живого сечения образца, между стартовой областью ЗПД и областью СВМК.

Проведение ХРК исследуемых сталей приводит к значительному изменению формы их ЗПД, рисунок 5.15, г-е.

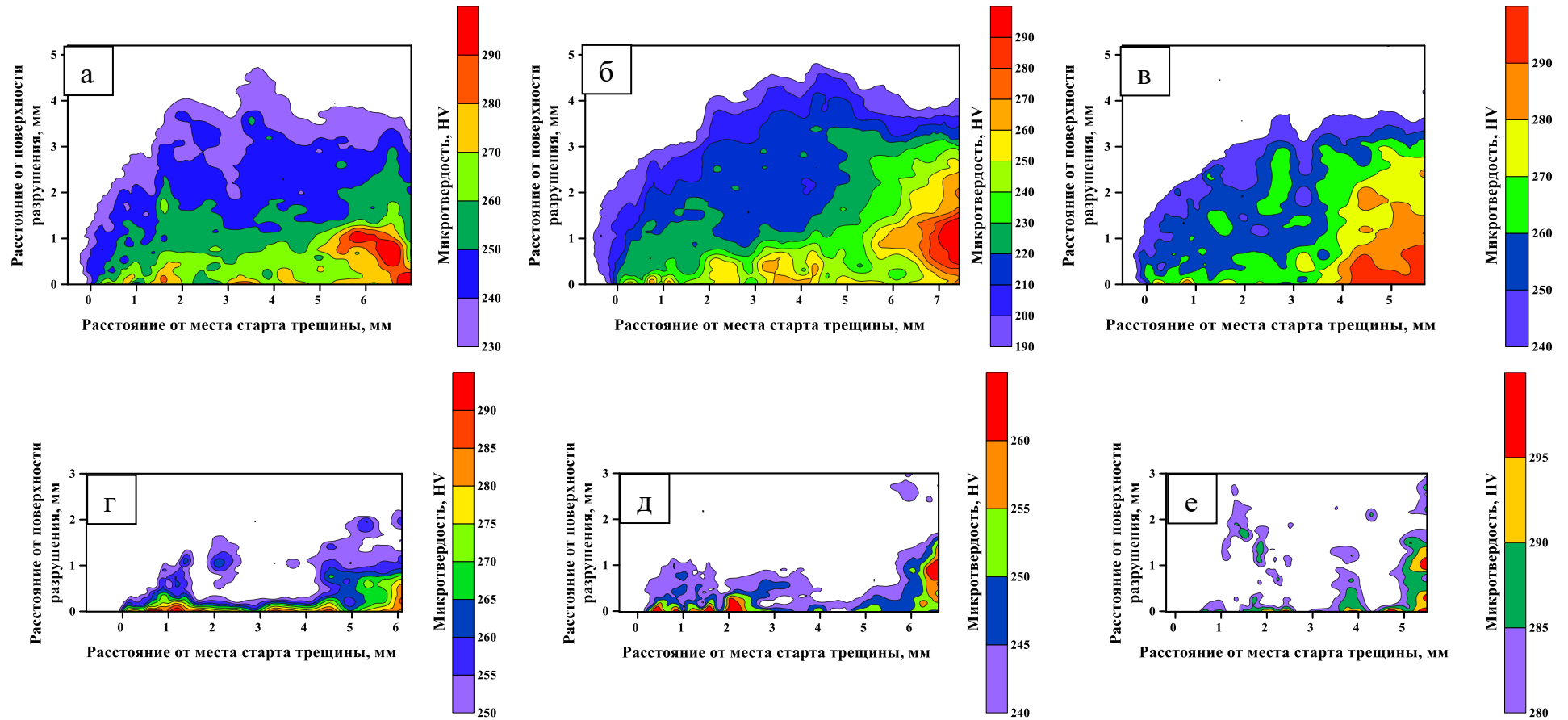


Рисунок 5.15 - Зоны пластической деформации под поверхностью разрушения сталей 09Г2С (а, г), 25 (б, д) и 35Х (в, е), обработанных по режимам ДТО №1 (а-в) и №2 (г-е).

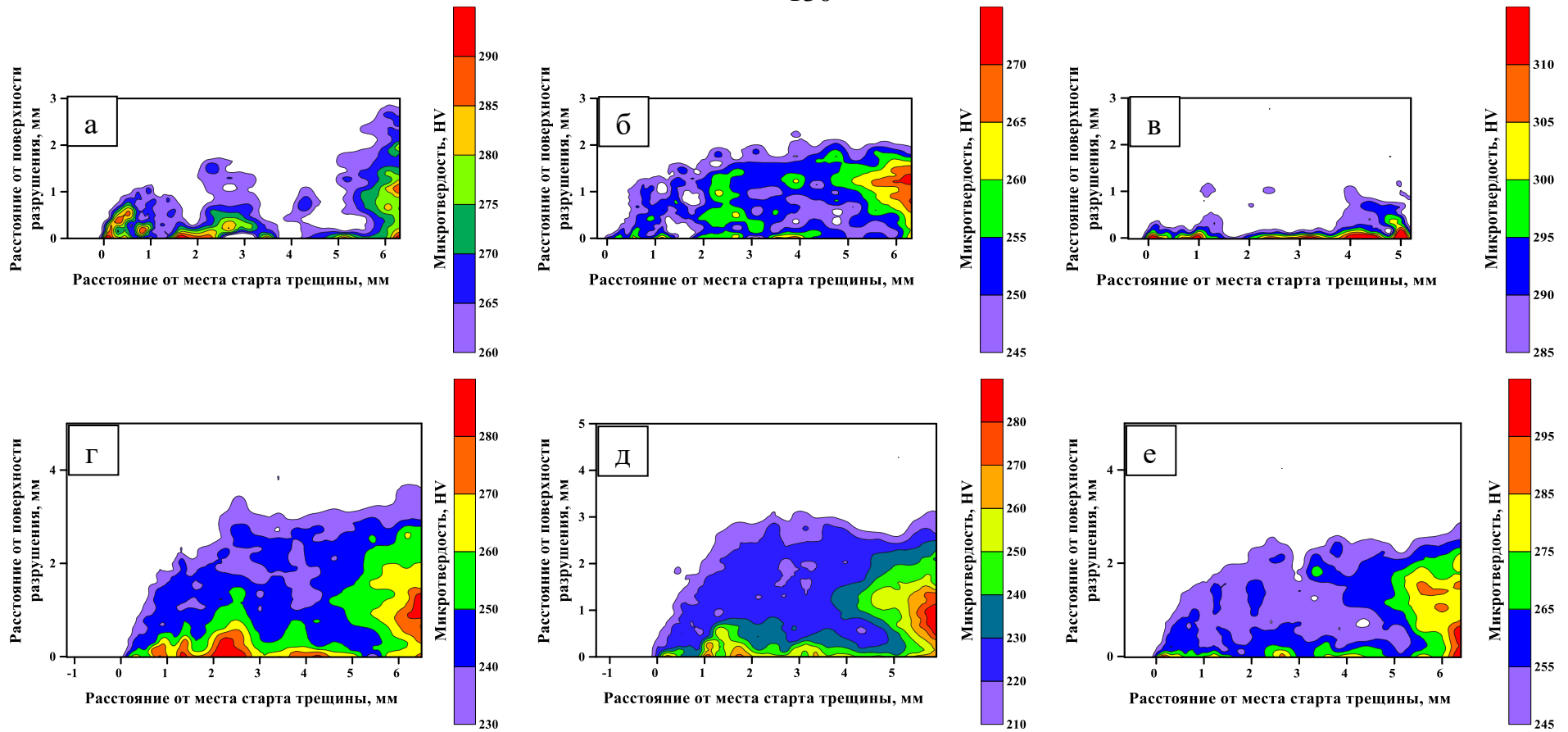


Рисунок 5.16 - Зоны пластической деформации под поверхностью разрушения сталей 09Г2С (а, г), 25 (б, д) и 35Х (в, е), обработанных по режимам ДТО №3 (а-в) и №4 (г-е).

В стали 09Г2С можно отчетливо выделить стартовую область ЗПД и область СВМК. Центральная часть, в отличие от центральной части ЗПД сталей в высокоотпущенном состоянии, в данном случае представляет собой узкую полосу деформированного металла непосредственно под поверхностью разрушения и отдельно расположенные участки деформированного металла чуть глубже. Аналогичным образом выглядит ЗПД стали 25 – выделяются области деформированного металла в области старта динамической трещины и области СВМК, которые оказываются соединены центральной частью ЗПД в виде тонкой подповерхностной полосы и частично или полностью отделенных участков повышенной твердости металла. Материал стали 35Х, обработанной по режиму ДТО №2, в процессе разрушения, судя по всему, деформировался наиболее неоднородно. Примерно до середины живого сечения рост динамической трещины сопровождался формированием ЗПД в виде небольших подповерхностных участков и локальных участков, более отдаленных от поверхности разрушения. Дальнейший рост трещины сопровождается также неравномерным образованием ЗПД.

Проведение обработки по режиму ДТО №3 не приводит к существенным изменениям в строении ЗПД сталей в сравнении с ЗПД сталей после ДТО №2. Исключение составляет ЗПД стали 25 – в этом случае стартовая область и область СВМК соединяются более обширной центральной частью ЗПД.

Макро-строение ЗПД исследуемых сталей, прошедших ДТО по режиму №4, аналогично строению ЗПД высокоотпущенных сталей, рисунок 5.14, г-д. В ЗПД стали 35Х в центральной области и области СВМК присутствовали участки с твердостью недеформированного материала.

Размер площади деформированного металла под поверхностью разрушения исследуемых сталей в ЗПД приведен в таблице 5.2. В высокоотпущенном состоянии ЗПД с наибольшей площадью формируется в процессе динамического разрушения стали 25, а с наименьшей – стали 35Х. Проведение обработки по режиму №2 приводит к резкому уменьшению площади ЗПД, причем с увеличением содержания углерода в стали уменьшение площади становится более

значительным. Проведение ДТО по режиму №2 не приводит к существенным изменениям площади ЗПД исследуемых сталей, за исключением стали 25. В этом случае увеличение площади ЗПД происходит в результате соединения стартовой области, центральной и области СВМК. После ДТО по режиму №4 площадь ЗПД исследуемых сталей увеличивается, но не достигает значений высокоотпущенного состояния.

Результаты исследования ЗПД методом систематического измерения микротвердости под поверхностью разрушения можно представить в трех координатах, рисунок 5.17. Подобное трехмерное представление результатов измерения ЗПД позволяет определить еще один параметр, учитывающий как площадь ЗПД, так и изменение микротвердости в ней – $V_{ЗПД}$, таблица 5.2. В изменении параметра $V_{ЗПД}$ исследуемых сталей после обработки по различным режимам ДТО наблюдаются тенденции, аналогичные наблюдаемым в изменении $S_{ЗПД}$.

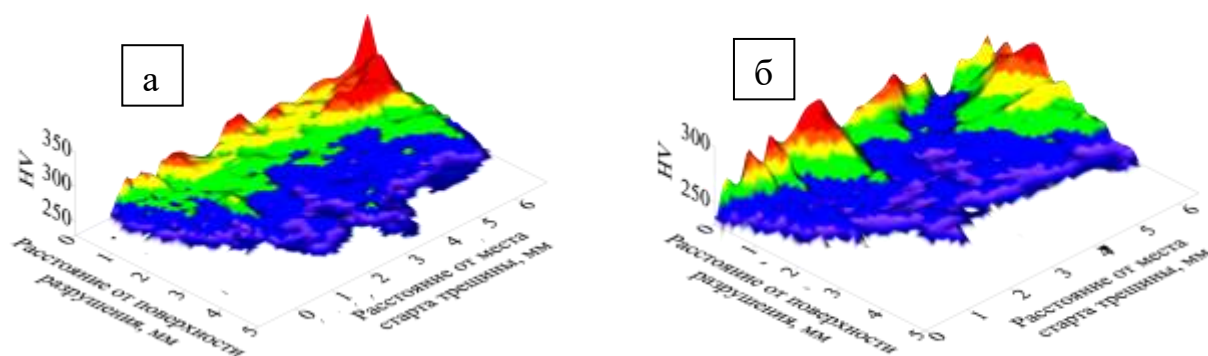


Рисунок 5.17 - Изменение микротвердости в ЗПД стали 09Г2С, обработанной по режимам ДТО №1 (а) и №4 (б).

Форма ЗПД сталей, обработанных по режимам ДТО №2 и №3 наталкивают на мысль о том, что процессы диссипации подводимой извне энергии разрушения во всех случаях в наибольшей степени протекали в стартовой области и области СВМК ЗПД.

Анализируя распределение микротвердости в ЗПД, можно прийти к таким же выводам. Наибольшее деформационное упрочнение металла в ЗПД, вне зависимости от режима обработки, наблюдается в области СВМК ЗПД и стартовой области. В стартовой области участки с наибольшим уровнем микротвердости

локализованы, в основном непосредственно под поверхностью разрушения. В области СВМК ЗПД такие участки значительно больше и располагаются как под поверхностью, так и на удалении от нее, т.к. сформированы концентрированными потоками энергии.

5.4. Особенности микроструктуры сталей в зонах пластической деформации под поверхностью разрушения

В связи с тем, что в процессе динамического разрушения исследуемых сталей в непосредственной близости к поверхности разрушения могли происходить существенные изменения структуры [164], были проведены металлографические исследования с помощью СЭМ, а карты распределения микротвердости в ЗПД использованы как карты расположения неравновесных микроструктур на поверхности микрошлифа.

Исследования структуры в стартовой области ЗПД сталей после высокого отпуска с помощью СЭМ показали, что в непосредственной близости к поверхности разрушения наблюдается макропластическое течение материала, рисунок 5.18, а, в, д. Элементы исходной структуры вытянуты в направлении действия максимальных касательных напряжений, составляющем с плоскостью поверхности разрушения угол близкий к 45° .

В области СВМК ЗПД, также наблюдается вытянутость элементов структуры, рисунок 5.18, б, г, е, которая, как и в стартовой области ЗПД, становится менее выраженной по мере увеличения концентрации углерода в исследуемой стали. Однако, вне зависимости от содержания углерода в стали, вытянутая структура занимала значительно большую часть поверхности микрошлифа в области СВМК ЗПД, по сравнению со стартовой областью. В отдельных участках СВМК ЗПД, соответствующих участку долома ударного образца с образованием утяжки материала, наблюдали полосовую структуру, в которой зачастую невозможно выделить элементы исходной структуры.

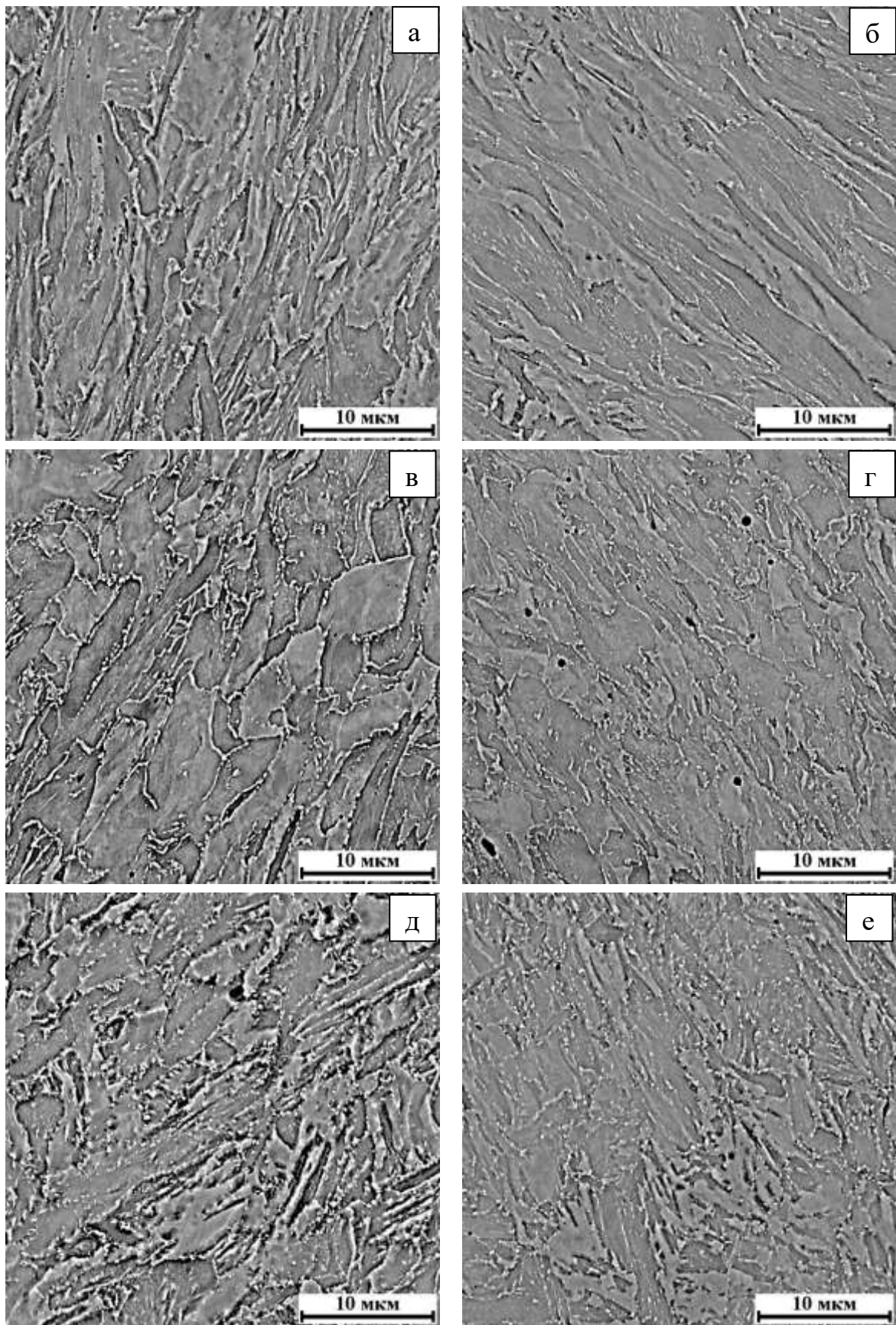


Рисунок 5.18 - Структура сталей 09Г2С (а, б), 25 (в, г) и 35Х (д, е) после закалки и высокого отпуска в стартовой области (а, в, г) и области СВМК (б, г, е) ЗПД. СЭМ, $\times 8000$.

В центральной области ЗПД, в очень локальных участках в непосредственной близости к поверхности разрушения, также наблюдали признаки макропластического течения. В остальном, структура в центральной части ЗПД ничем не отличается от структуры исследуемых сталей вне ЗПД.

После проведения ХРК и последующих отжигов исследуемых сталей наблюдали аналогичные изменения их структуры в различных областях ЗПД – в областях ЗПД с высоким уровнем микротвердости фиксировали вытягивание элементов структуры или образование полосовой структуры с разной шириной полос.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5

1. По результатам измерения микротвердости определены параметры зон пластической деформации под поверхностью разрушения сталей, обработанных по режимам ДТО №1-№4. Построена карта распределения микротвердости в ЗПД, показан немонотонный характер изменения микротвердости в зонах.
2. Показано, что проведение ХРК приводит к заострению формы ЗПД в области старта динамической трещины и уменьшению ее размеров, по сравнению с формой и размерами ЗПД исследуемых сталей в высокоотпущенном состоянии.
3. Показано, что в локальных участках ЗПД под поверхностью разрушения образцов, с максимальным деформационным упрочнением, наблюдается макропластическое течение. В области удара молота копра наблюдали полосовую структуру.

Глава 6. ВЗАИМОСВЯЗЬ ХАРАКТЕРИСТИК МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПАРАМЕТРОВ ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ СО СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫМ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ДТО

В главах 3-5 проведено исследований характеристик механических свойств, механизма роста трещин и зон пластической деформации под поверхностью разрушения конструкционных сталей 09Г2С, 25 и 35Х в различных структурных состояниях, достигнутых в результате термической и деформационно-термической обработки. В изменении параметров динамической трещиностойкости, характеристик прочности, параметров микрорельефа поверхности разрушения и зон пластической деформации под поверхностью исследуемых сталей, в зависимости от изменения их структуры, прослеживаются определенные тенденции. Для достижения цели настоящего исследования и определения факторов и параметров, в наибольшей степени влияющих на уровень динамической трещиностойкости сталей, подвергнутых ДТО, был проведен подробный сопоставительный анализ всех полученных результатов.

6.1. Сопоставительный анализ параметров динамической трещиностойкости, характеристик механических свойств и количественных параметров элементов поверхности разрушения конструкционных сталей

На рисунке 6.1 показаны изменения характеристик прочности и пластичности исследуемых сталей в зависимости от режима обработки. Очевидно традиционное влияние холодной пластической деформации на характеристики прочности – предел прочности и условный предел текучести повышаются относительно высокоотпущенного состояния, достигая максимальных значений после обработок по режимам №2 и №3. Уровень ударной вязкости и ДТ после обработки по этим же режимам снижается, рисунок 6.2, что сопровождается уменьшением средних поперечных крупных размеров ямок, рисунок 6.3, и их доли на поверхности разрушения.

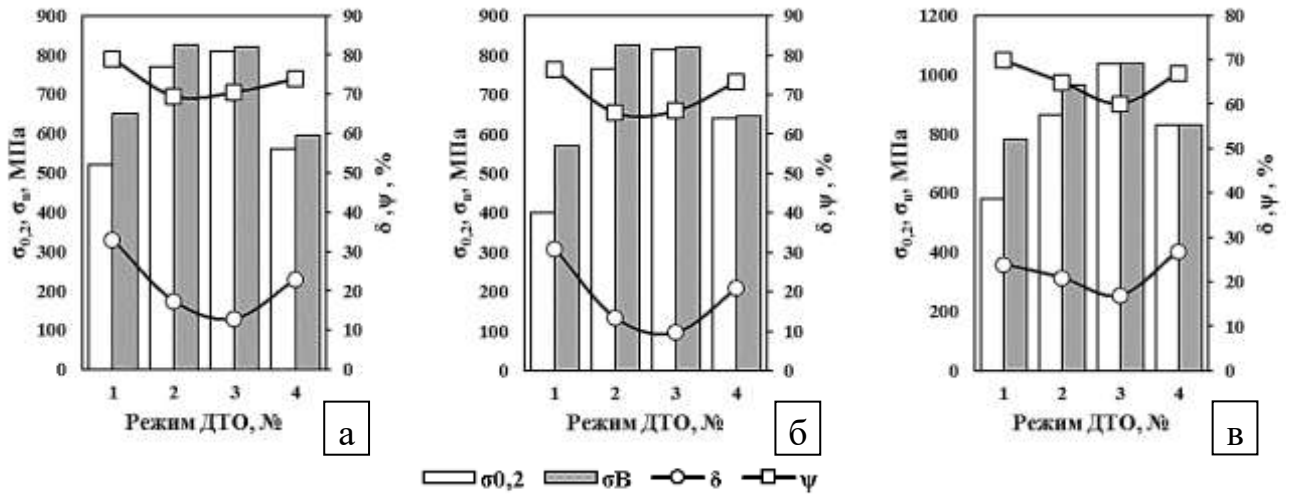


Рисунок 6.1 - Влияние режима ДТО на характеристики прочности сталей 09Г2С (а), 25 (б), 35Х (в).

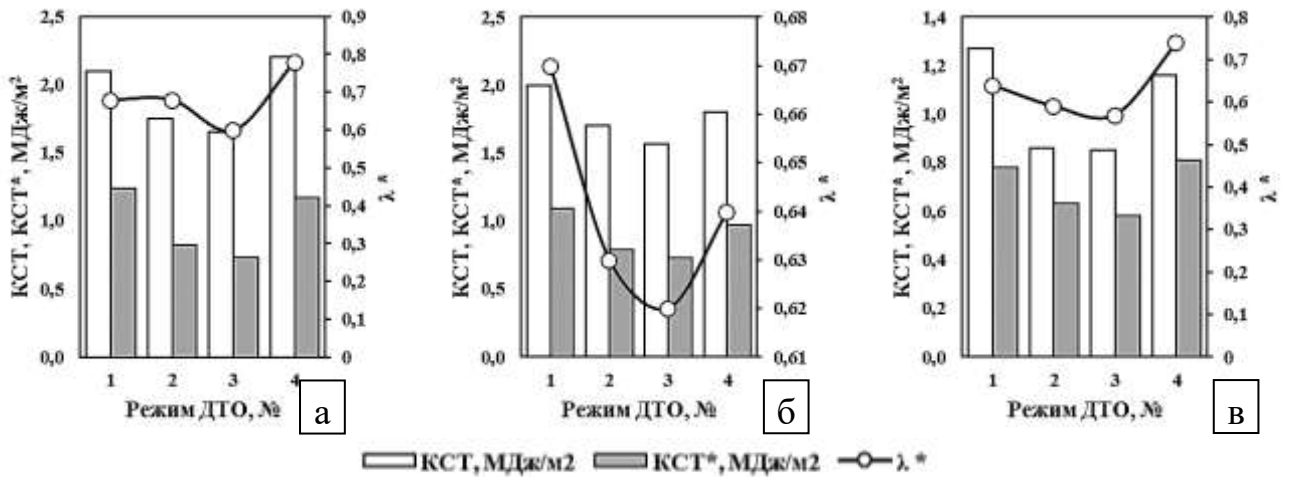


Рисунок 6.2 - Влияние режима ДТО на характеристики надежности сталей 09Г2С (а), 25 (б) и 35Х (в).

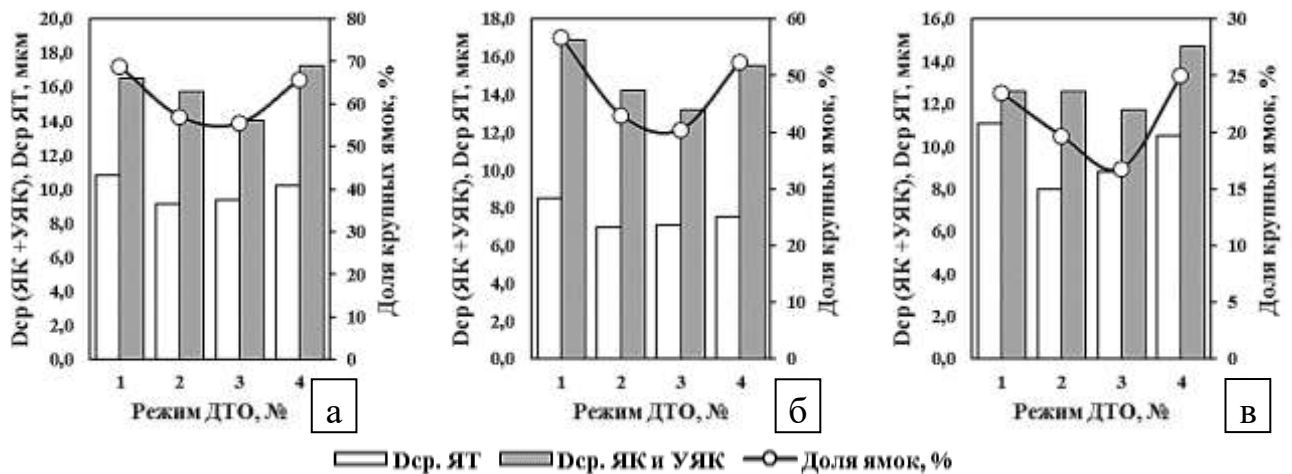


Рисунок 6.3 - Изменение количественных параметров рельефа поверхности разрушения сталей 09Г2С (а), 25 (б) и 35Х (в), после обработки по различным режимам ДТО.

Обработка исследуемых сталей по режиму ДТО №4 восстанавливает показатели ударной вязкости и динамической трещиностойкости до значений высокоотпущенного состояния, при этом характеристики прочности немного снижаются, но, остаются на повышенном уровне.

Графики, представленные на рисунках 6.4 и 6.5, демонстрируют линейную зависимость значений ударной вязкости и ДТ от поперечных размеров и доли крупных ямок на поверхности разрушения сталей, подвергнутых ДТО. Однако, увеличение количественных параметров ямок на поверхности разрушения сталей 09Г2С, 25 и 35Х вносит разный вклад в рост ударной вязкости и ДТ для каждой конкретной стали, что отражается в разном угле наклона линейных зависимостей.

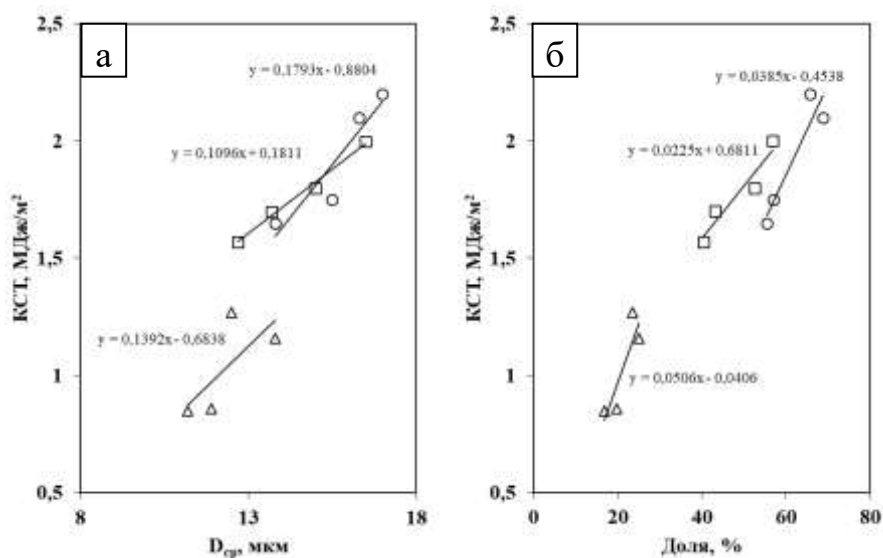


Рисунок 6.4 - Зависимость ударной вязкости КСТ от средних поперечных размеров крупных ямок (а) и их доли (б) на поверхности разрушения сталей 09Г2С (○), 25 (□) и 35Х (Δ).

Наименьшее влияние количественных параметров элементов поверхности разрушения на значение ударной вязкости наблюдается в нелегированной стали 25. В сталях 09Г2С и 35Х увеличение размеров и доли крупных ямок на поверхности разрушения в более значительной степени повышало уровень ударной вязкости. Увеличение поперечных размеров крупных ямок приводило к более стремительному росту ударной вязкости, по сравнению со сталью 35Х. А в стали 35Х увеличение доли крупных ямок на поверхности разрушения в большей мере влияло на ударную вязкости, чем в стали 09Г2С.

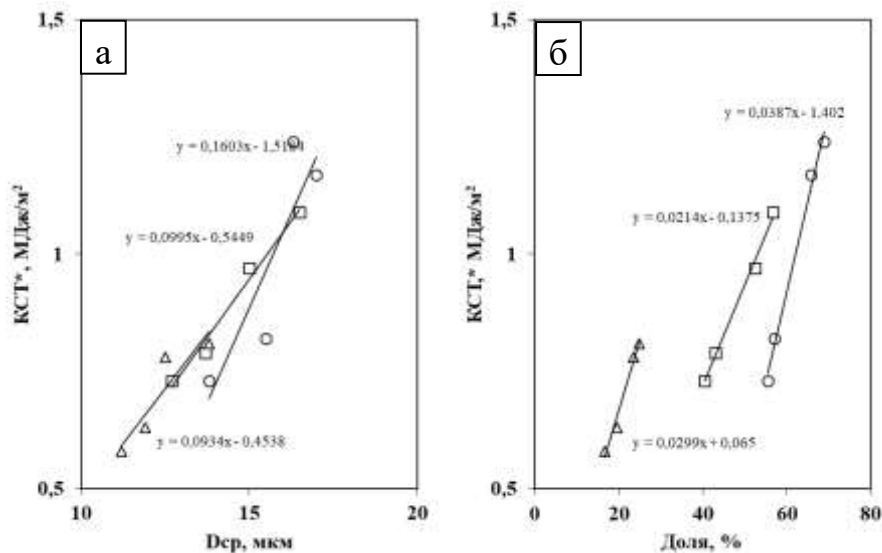


Рисунок 6.5 - Зависимость динамической трещиностойкости KCT^* от средних поперечных размеров крупных ямок (а) и их доли (б) на поверхности разрушения сталей 09Г2С (○), 25 (□) и 35Х (△).

Уровень ДТ в меньшей степени повышается с ростом количественных параметров крупных ямок на поверхности разрушения, что отражено в несколько меньшем угле наклона прямых, описывающих изменения KCT^* от средних поперечных размеров и доли крупных ямок. Зависимость ДТ от средних размеров крупных ямок наиболее сильна в стали 09Г2С – угол наклона зависимости « KCT^* - D_{cp} » больше, в сравнении с углом наклона линейной зависимости для сталей 25 и 35Х, который оказался примерно одинаковым.

Несомненно, количественные характеристики элементов поверхности разрушения являются отражением локальных возможностей элементов микроструктуры исследуемых конструкционных сталей пластически деформироваться, рисунок 6.6. Как известно, разрушение по вязкому механизму реализуется путем слияния микропустот, образующихся на частицах второй фазы, основные параметры которых могут достаточно сильно изменяться в процессе холодной пластической деформации и последующих термических воздействиях. Таким образом, объёмная доля частиц второй фазы, межчастичное расстояние, размер отдельных частиц в определенной степени влияет на морфологию элементов поверхности разрушения и на их количественные характеристики.

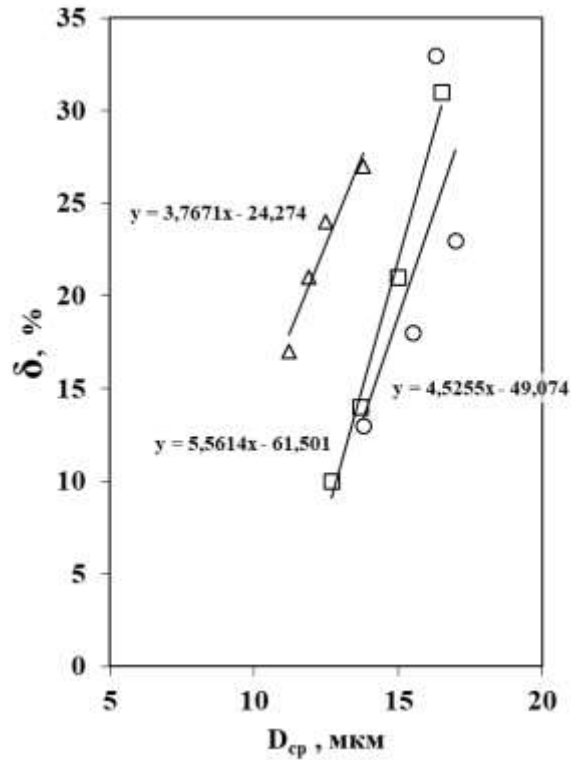


Рисунок 6.6 - Взаимное изменение относительного удлинения и доли крупных ямок на поверхности разрушения сталей 09Г2С (\circ), 25 (\square) и 35Х (Δ), обработанных по различным режимам.

Проведение ХРК с общей степенью деформации 55%, а также последующего отжига при 300 °С, приводит к снижению доли и размеров крупных ямок на поверхности разрушения и пропорциональному росту доли микро-ямок, таблица 4.2. Однако, достаточно резкое снижение доли крупных ямок на поверхности разрушения сталей, подвергнутых ХРК, не сопровождается столь же существенным уменьшением их поперечных размеров. На рисунке 6.7, а, показано, что уменьшение доли крупных ямок на поверхности разрушения стали 09Г2С в условиях повышения прочности после проведения ХРК связано как с уменьшением их поперечных размеров, так и с уменьшением их количества. Доля микро-ямок, образующихся на более мелкодисперсных частицах второй фазы, нежели крупные ямки, возрастает за счет увеличения их количества, рисунок 6.7, б. Подобные наблюдения, в совокупности свидетельствуют о протекании процессов растворения частиц второй фазы.

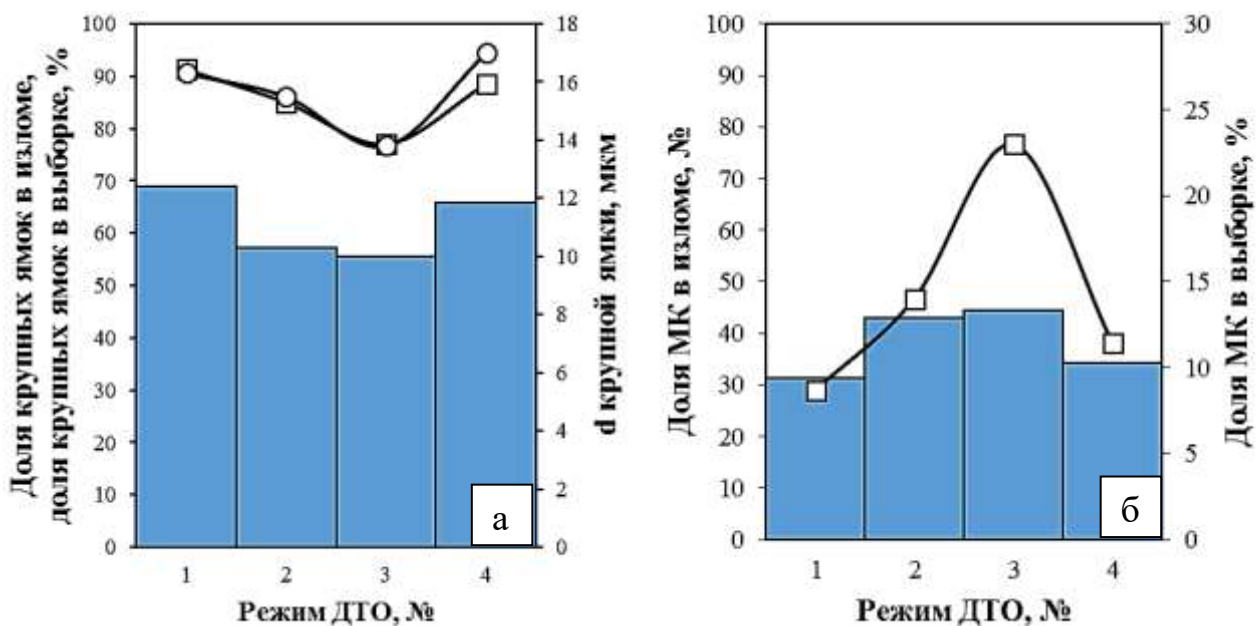


Рисунок 6.7 - Изменение доли в выборке (\square), поперечных размеров (\circ) и доли на поверхности излома (\blacksquare) стали 09Г2С купных (а) и микро- (б) ямок после проведения ДТО.

Последеформационный отжиг при температуре 300 °С приводит к дальнейшему уменьшению доли крупных ямок на поверхности разрушения сталей, вследствие уменьшения их размеров и количества, рисунок 6.7, а. Количество микро-ямок на поверхности разрушения резко возрастет, рисунок 6.7, б, что является следствием выделения чрезвычайно дисперсных карбидных частиц в результате обработки по режиму ДТО №3.

В процессе высокотемпературного отжига конструкционных сталей после ХПД протекают процессы выделения дисперсных частиц второй фазы и их дальнейшего роста, которые создают благоприятные условия для формирования большого количества крупных ямок в изломах, таблица 4.2, рисунок 6.7, а.

Количество микро-ямок на поверхности разрушения, которые могли бы формироваться на высокодисперсных включениях, в таких условиях уменьшается, рисунок 6.7, б, и как следствие – снижается их доля.

6.2. Влияние расщеплений на поверхности изломов конструкционных сталей на уровень ударной вязкости и параметры динамической трещиностойкости

Сравнительный анализ характеристик прочности, динамической трещиностойкости и фрактографических особенностей поверхности изломов исследуемых сталей показывает, что стабилизация уровня динамической трещиностойкости, КСТ*, наблюдаемая в условиях повышения прочности в результате проведения отжига при 300 °С после ХРК сталей, сопровождается повышением доли макро- и мезо-расщеплений на поверхности разрушения.

В стали 35Х низкотемпературный отжиг при 300 °С после ХРК приводит к значительному повышению характеристик прочности, при сохранении уровня ударной вязкости, которое сопровождается образованием мезо-расщеплений на поверхности разрушения.

Другими словами, формирование расщеплений на поверхности изломов исследуемых сталей сопровождается диссипацией энергии, направленной на разрушение, и, как следствие - повышением уровня энергоемкости разрушения. Одним из способов диссипации энергии при формировании расщеплений является существенное увеличение поверхности разрушения вследствие локальной смены условий разрушения. На рисунке 6.8 приведены 3D модели поверхности изломов образцов исследуемых сталей с расщеплениями и профили их поверхности вдоль секущих X_1 - X_3 . На представленных профилях можно выделить внутренние поверхности расщеплений, которые ориентированы практически вертикально, и внешние или боковые поверхности, ориентированные наклонно, под углом 30°-60° к внутренней поверхности. Таким образом, за счет существенного перепада высот, достигающего 2,5 мм на внутренней поверхности расщеплений и за счет протяженности боковых наклонных поверхностей, происходит существенное увеличение площади поверхности излома, что сопровождается ростом энергоемкости разрушения.

Вероятно, процесс образования расщеплений на поверхности изломов может сопровождаться пластической деформацией металла под поверхностью

разрушения, что будет являться дополнительным способом диссипации энергии в процессе разрушения.

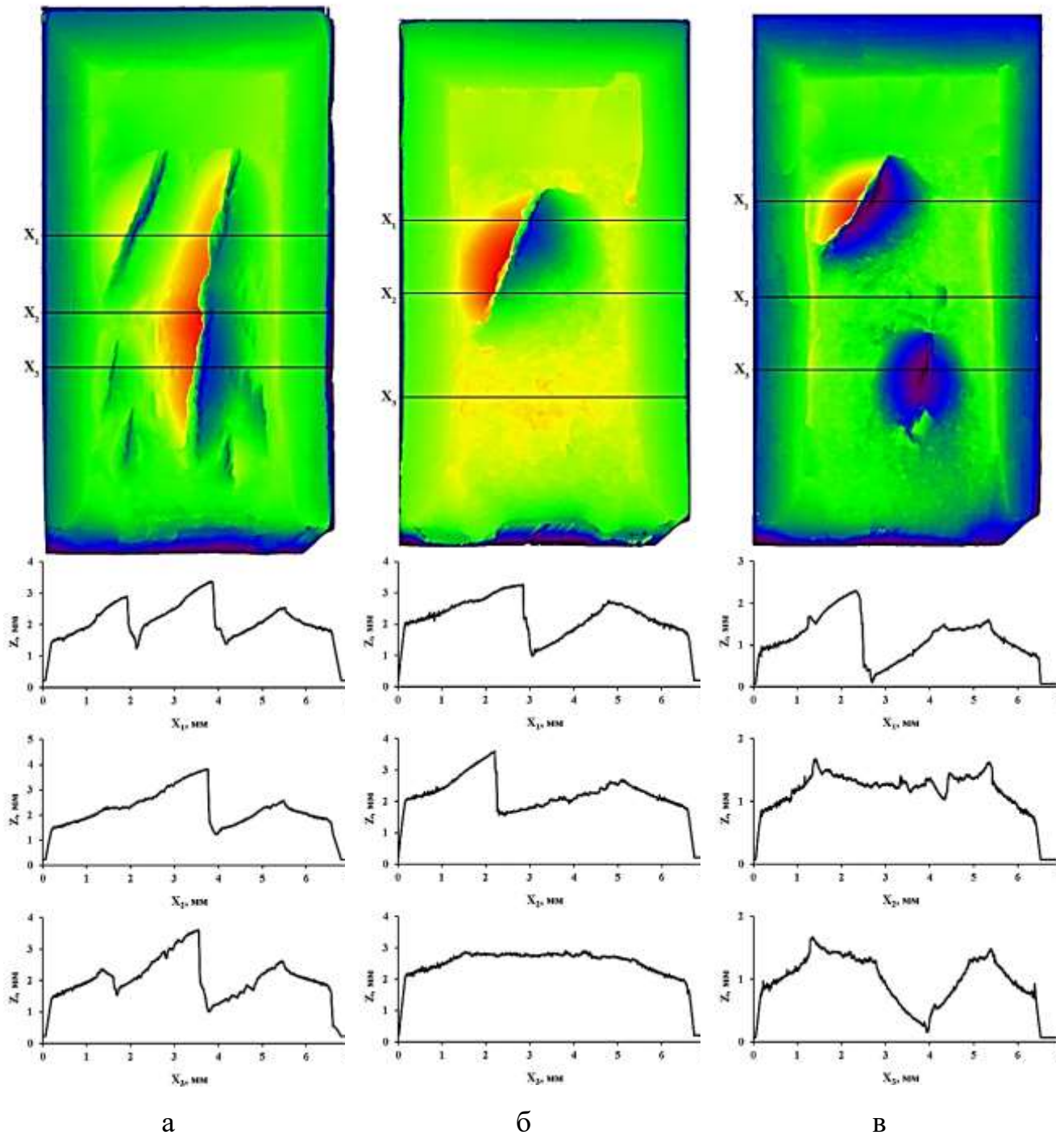


Рисунок 6.8 - Температурная карта изломов образцов сталей 09Г2С (а), 25 (б) и 35Х (в), обработанных по режиму ДТО №3, с профилями поверхности разрушения вдоль секущих X_1 , X_2 и X_3 .

Результаты измерения микротвердости под поверхностью расщеплений на образцах стали 35Х, рисунок 6.9, а, в поперечных сечениях, показанных на рисунке 6.9, б, в, подтверждают предположение о протекании процессов пластического деформирования в процессе образования расщеплений.

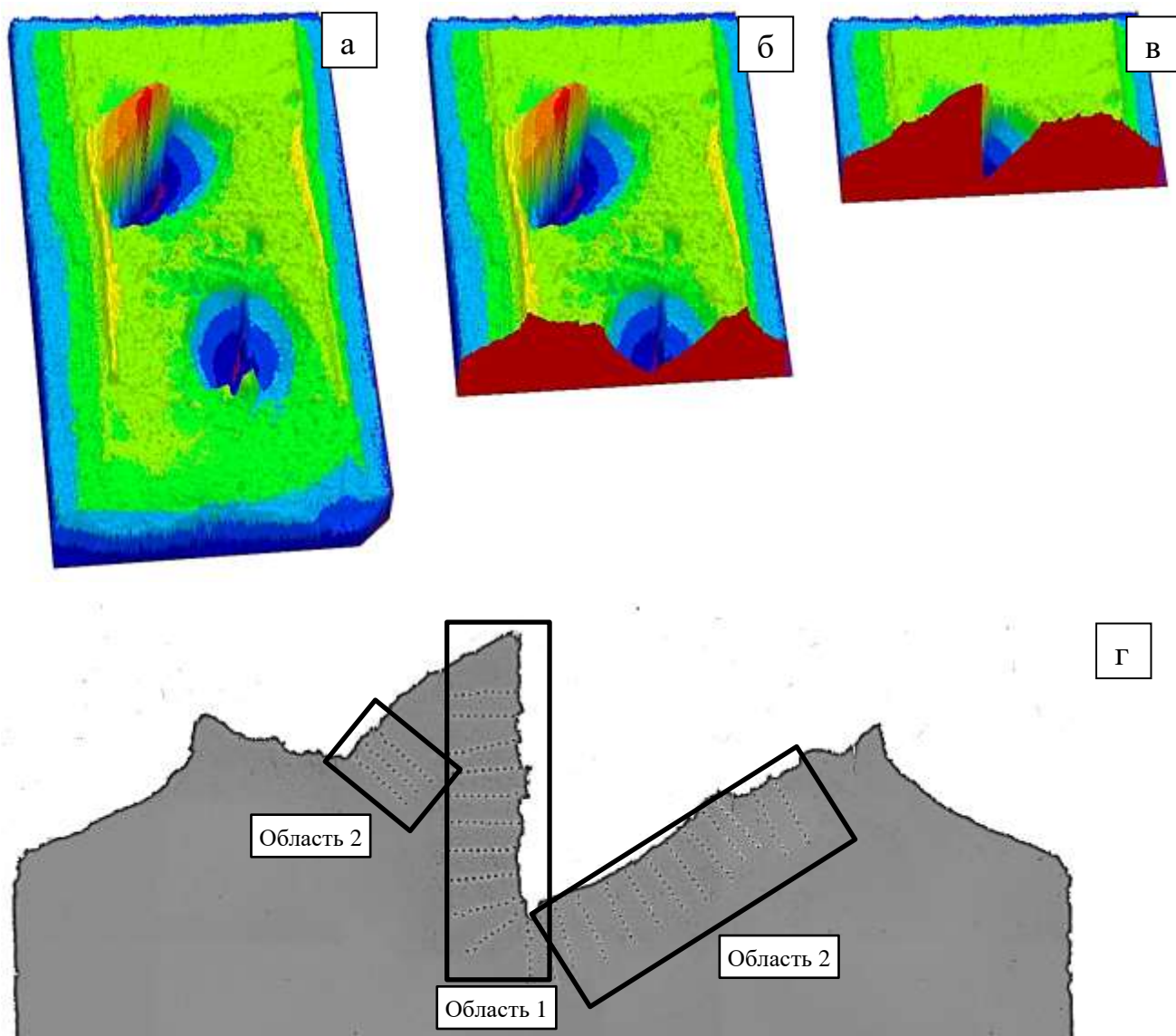


Рисунок 6.9 - 3D модель поверхности разрушения образца стали 35Х (а), обработанной по режиму ДТО №3, и поперечных сечений расщеплений (б, в) и общий вид поперечного сечения образца после измерения микротвердости (г) под вертикальной (область 1) и наклонной (область 2) поверхностями расщепления.

На глубине до 0,15 мм, под боковыми, наклонными, поверхностями расщеплений, рисунок 6.9, г, наблюдается повышение уровня микротвердости относительно матричного материала, рисунок 6.9, а. Под внутренними,

вертикальными, поверхностями расщеплений увеличение микротвердости практически не происходит, рисунок 6.9, б.

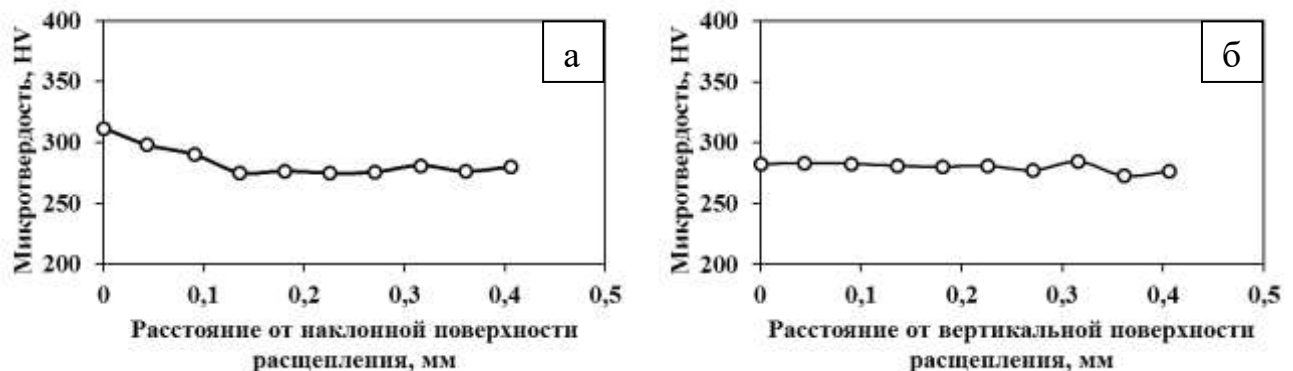


Рисунок 6.10 - Изменение среднего значения микротвердости стали 35Х, обработанной по режиму ДТО №3, по мере удаления от боковой, наклонной (а) и от внутренней, вертикальной (б) поверхностей макро- расщепления.

Важно отметить, что микрорельеф на наклонной и вертикальной поверхности макро-расщеплений различен, рисунок 6.11. В процессе СЭМ исследований макро-расщеплений материала разрушенных образцов было установлено, микрорельеф внешних, наклонных поверхностей расщепления сформирован микро-расщеплениями, микро-ямками и крупными ямками различной морфологии, рисунок 6.11, а – б.

Таким образом, формирование расщеплений на поверхности разрушения в данных условиях испытаний способствует поддержанию высокого уровня ударной вязкости и динамической трещиностойкости сталей в условиях затрудненной пластической деформации.

С целью подтверждения выводов о положительном влиянии РЩ на поверхности изломов исследуемых конструкционных сталей на характеристики надежности в условиях, затрудняющих пластическую деформацию, были проведены испытания на ударную вязкость при пониженных температурах.

Для оценки ударной вязкости при пониженных температурах была выбрана промышленная передельная труба из стали 35 и подвергнута ТО и ДТО по режимам №1-№4. Химический состав стали 35 приведен в таблице 6.1.

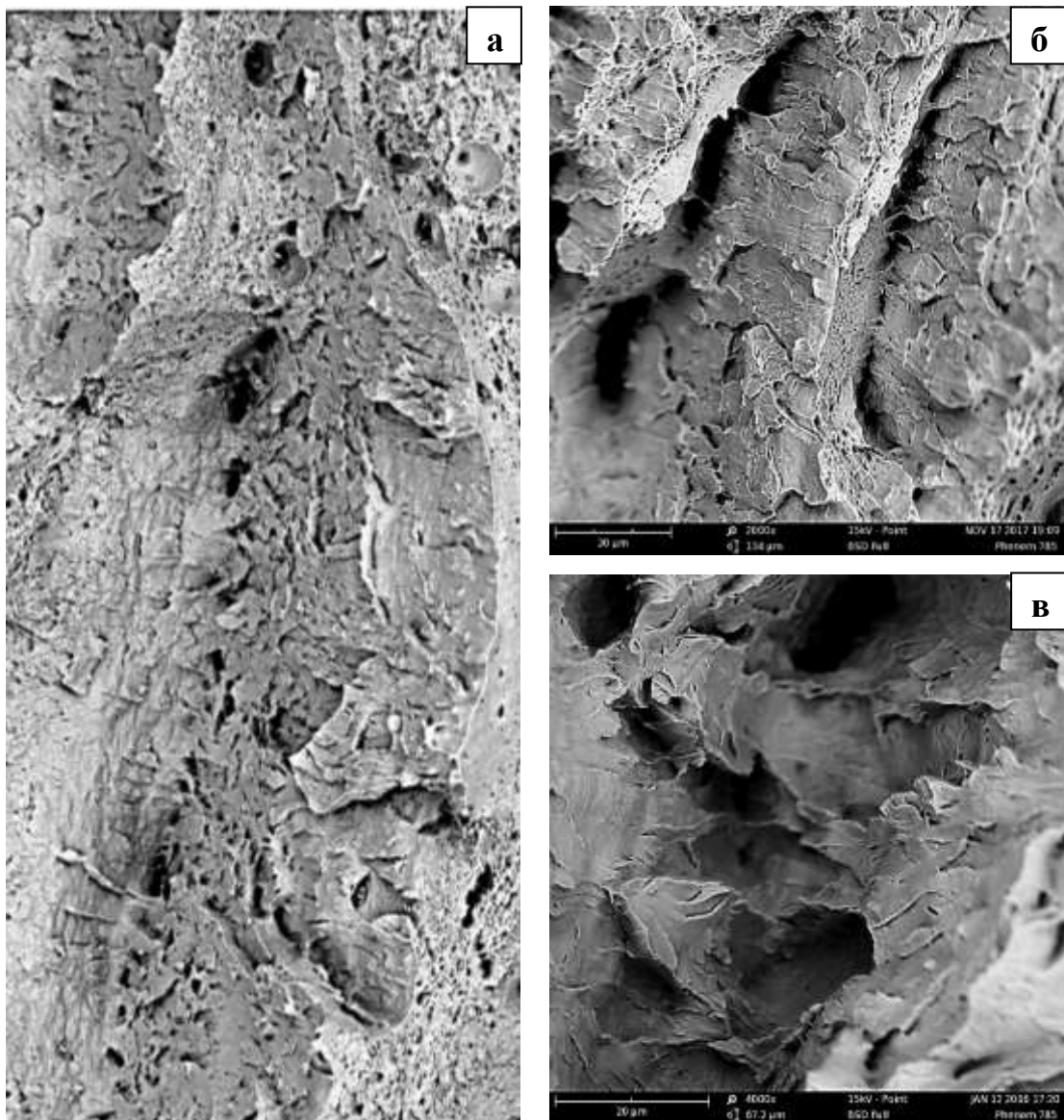


Рисунок 6.11 - Панорамное изображение макро-расщепления на поверхности разрушения стали 09Г2С (а), обработанной по режиму ДТО №3, и микрорельеф на его внешней (б) и внутренней (в) поверхности; б – $\times 2000$, в – $\times 4000$.

Таблица 6.1 - Химический состав стали 35.

Сталь	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
35	0,36	0,24	0,59	0,012	0,010	0,2	0,12	0,0018

Влияние режимов ДТО высокоотпущенной стали 35 на механические свойства и строение изломов аналогично наблюдаемому на исследуемых сталях, таблица 6.2, рисунок 6.12. В сравнении со сталью 35Х, обработанной по режимам №1-№4, характеристики прочности стали 35 несколько ниже, на 100-150 МПа, а

ударная вязкость выше на 0,8-0,17 МДж/м². В строении изломов стали 35, обработанной по режиму ДТО №2 и №3, как и в исследуемых сталях зафиксированы макро- и мезо РЩ рисунок 6.12, д-м.

Таблица 6.2 - Механические свойства стали 35, обработанной по режимам №1-№4

Режим ДТО, №	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСТ ⁺²⁰	КСТ ⁻²⁰	КСТ ⁻⁶⁰	КСТ ⁻¹⁰⁰
	МПа		%		МДж/м ²			
1	465	665	30,5	72,5	1,35	0,40	0,09	0,08
2	785	865	19	64,5	0,97	0,68	0,56	0,36
3	885	900	22	64	1,02	0,77	0,55	0,32
4	730	730	28,5	68,5	1,25	1,22	0,57	0,15

Анализируя механические свойства стали 35 при комнатной температуре, важно обратить внимание на значения КСТ⁺²⁰, которые оказываются на одинаковом уровне после обработки по режимам №2 и №3 при ощутимом росте характеристик прочности, таблица 6.2. Другими словами, в условиях повышения сопротивления пластической деформации в стали 35 при комнатной температуре наблюдается стабилизация ударной вязкости на достаточно высоких значениях при образовании РЩ.

При понижении температуры испытаний до -20 °С и еще большем затруднении протекания процессов пластической деформации, проведение ДТО по режимам №2-№4 оказывает положительное влияние на ударную вязкость стали 35, которое выражается в предотвращении стремительного, как в высокоотпущенном состоянии, уменьшения КСТ, рисунок 6.13, а. Значение КСТ⁻²⁰ высокоотпущенной стали более чем в три раза ниже значений КСТ⁺²⁰, что объясняется некоторым уменьшением боковых утяжек изломов, рисунок 6.12, б, и сменой механизма роста динамической трещины с вязкого ямочного на хрупкий [165].

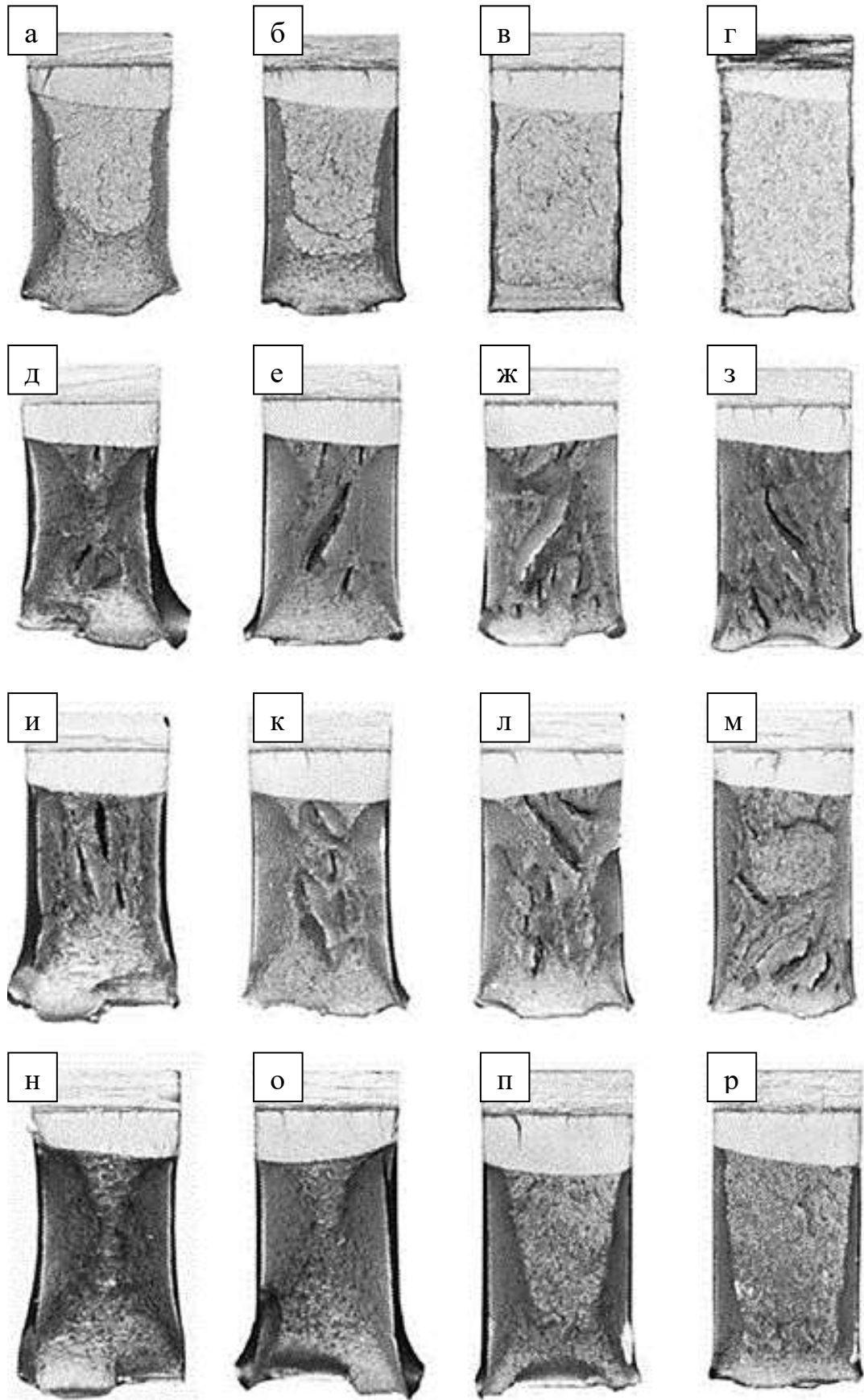


Рисунок 6.12 - Изломы образцов стали 35, обработанной по режимам №1 (а-г), №2 (д-з), №3 (и-м) и №4 (н-р), после испытаний на ударную вязкость при температурах +20 °С (а, д, и, н), -20 °С (б, е, к, о), -60 °С (в, ж, л, п) и -100 °С (г, з, м, р). ×7

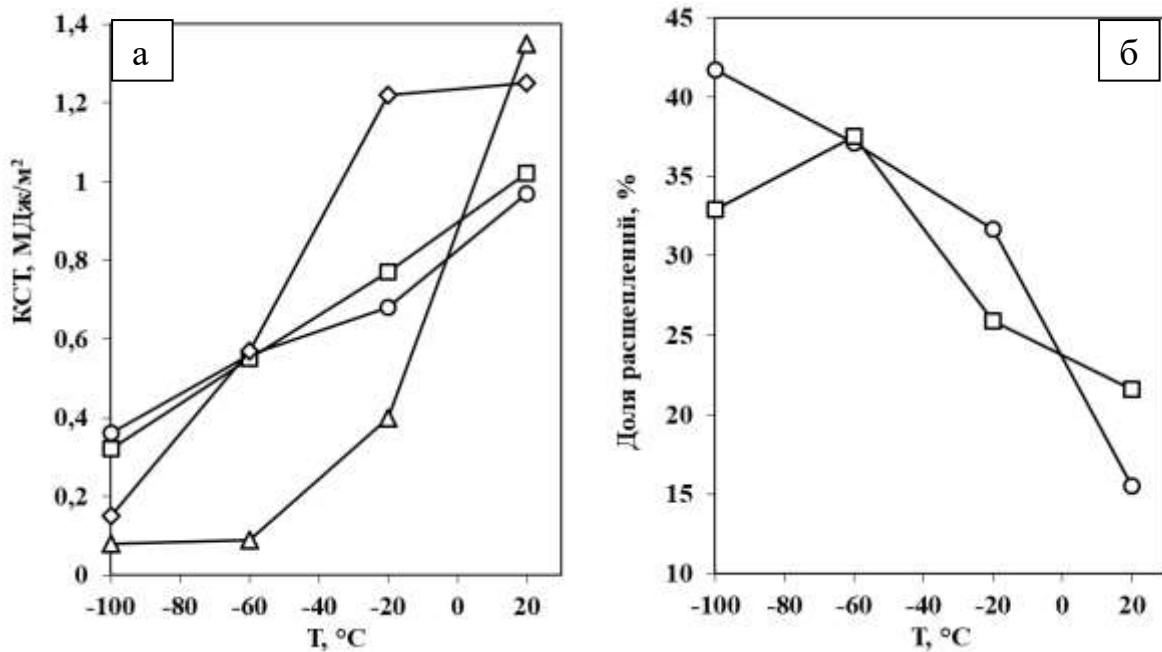


Рисунок 6.13 - Влияние температуры испытаний на ударную вязкость КСТ (а) и долю РЩ в изломах (б) стали 35, подвергнутой обработке по режимам №1 (Δ), №2 (○), №3 (□) и №4 (◇).

После обработки по режимам №2 и №3 боковая утяжка в изломах образцов, разрушенных при температуре $-20\text{ }^\circ\text{C}$ также уменьшается, рисунок 6.12, е, к, но в это же время доля РЩ на поверхности изломов увеличивается относительно доли РЩ, образованных в результате испытаний при комнатной температуре, с 15,5% и 21,6% до 31,7% и 25,9% соответственно, рисунок 6.13, б. Механизм роста динамической трещины в образцах стали 35, обработанной по режимам ДТО №2-№4 не изменяется при понижении температуры испытаний до $-20\text{ }^\circ\text{C}$, однако размер ямок различной морфологии уменьшается [165]. Наименьшее снижение KCT^{-20} относительно KCT^{+20} наблюдается после обработки по режиму №4, что связано как с сохранением механизма роста трещины, так и размеров боковых утяжек в изломах, рисунок 6.12, о.

Снижение температуры динамических испытаний высокоотпущенной стали до $-60\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к практически полному исчезновению боковых утяжек в изломах, рисунок 6.12, в, и принципиально не изменяет механизма роста динамической трещины [165]. По этой причине дальнейшее понижение

температуры испытаний до $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ не привело к еще большему падению КСТ, таблица 6.2, рисунок 6.13, а.

На поверхности разрушения образцов, обработанных по режиму №4, зафиксирована смена механизма роста динамической трещины с вязкого на квазихрупкий [165], что в сочетании с уменьшением размеров боковых утяжек в изломах приводит к падению ударной вязкости до значений $\text{КСТ}^{-60} = 0,57\text{ МДж/м}^2$. В изломах образцов стали, обработанной по режимам №2 и №3 боковая утяжка боковая утяжка также уменьшается, а доля РЩ увеличивается до 37,1% и 37,5% соответственно, что в совокупности с сохранившимся вязким ямочным механизмом роста динамической трещины [165] приводит к более плавному снижению КСТ, в сравнении с показателями после ДТО №4, рисунок 6.13.

Снижение температуры динамических испытаний до $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к дальнейшему уменьшению боковых утяжек в изломах образцов, обработанных по режиму ДТО №4 и уменьшению ударной вязкости, рисунок 6.13. Смены механизма роста трещины при этом не происходит, он остается, по-прежнему, квазихрупким. При этом необходимо отметить, что КСТ^{-100} стали, обработанной по режиму №4 остается выше КСТ^{-100} стали в высокоотпущенном состоянии, а характеристики прочности при комнатной температуре, после обработки по режиму №4 ощутимо выше.

Наибольшими показателями КСТ^{-100} среди рассматриваемых режимов обработки обладает сталь, подвергнутая обработке по режимам №2 и №3, таблица 6.2. После динамических испытаний при температуре $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ доля РЩ в изломах стали, подвергнутой ДТО №№, снижается и происходит смена механизма роста трещины с вязкого на квазихрупкий. По этой причине, ударная вязкость образцов, обработанных по режиму №2, в изломах которых доля РЩ повысилась до 41,7 % и преимущественно сохранился ямочный рельеф поверхности разрушения, оказывается выше, чем после ДТО №3, рисунок 6.13.

Таким образом, можно заключить, что предположение о положительном влиянии РЩ на уровень энергоемкости разрушения в условиях затрудненной пластической деформации было подтверждено.

6.3. Взаимосвязь параметров зон пластической деформации с рельефом поверхности разрушения и механическими характеристиками конструкционных сталей, обработанных по различным режимам ДТО

В процессе динамических испытаний трещина однократного нагружения распространяется в материале, претерпевшем пластическое деформирование при непосредственно динамическом нагружении, а также – в результате действий полей напряжений перед фронтом трещины. Следовательно, формирующаяся в процессе разрушения ЗПД оказывает влияние на создаваемый рельеф поверхности разрушения, а сформированная ЗПД отражает возможности материала к макро- и микро - пластической деформации в процессе динамического разрушения.

На рисунке 6.14 качественно показано, что форма локальных участков ЗПД под поверхностью разрушенного образца со значительным деформационным упрочнением по форме и расположению качественно соответствуют участкам излома, в которых наблюдается резкое изменение макрорельефа поверхности разрушения.

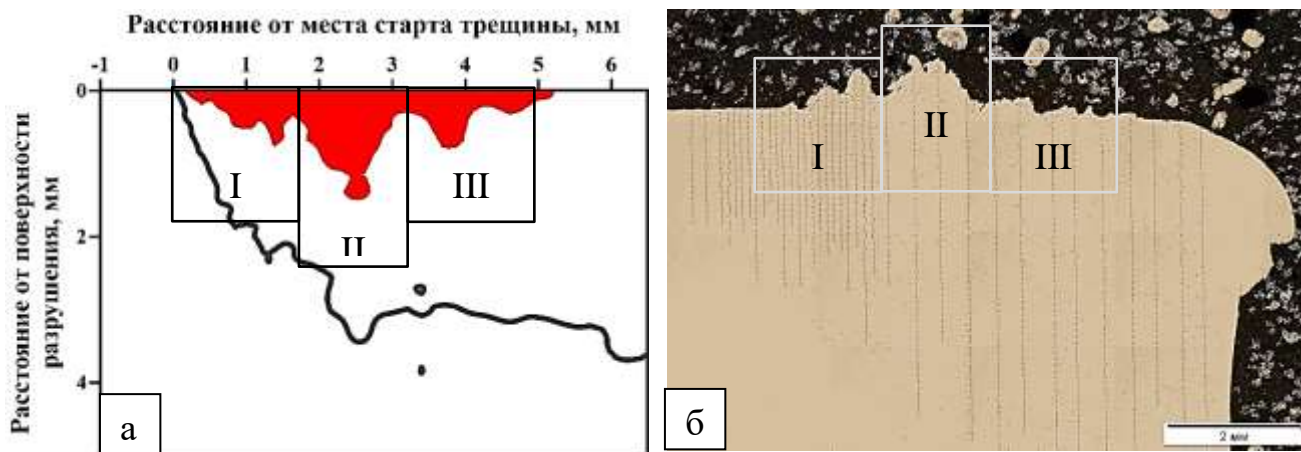


Рисунок 6.14 - Локализованные участки ЗПД под поверхностью разрушения с высоким уровнем микротвердости (а) и соответствующие этим участкам области изменения макрорельефа поверхности излома образца стали 09Г2С (б), прошедшей ДТО по режиму №4.

Изменение параметров микрорельефа поверхности разрушения сталей, обработанных по режимам №1 - №4, представленного в основном крупными ямками

конической морфологии, происходит пропорционально изменению параметров ЗПД, рисунок 6.15.

Интересно отметить, что при разной доле крупных ямок в изломе, прямые, аппроксимирующие рост доли этих ямок с повышением различных параметров ЗПД сталей 09Г2С и 25, имеют близкий угол наклона. Другими словами, в сталях 09Г2С и 25 увеличение параметров ЗПД на одинаковую величину сопровождается практически одинаковым ростом доли крупных ямок конической морфологии на поверхности разрушения образцов.

Результаты совместного анализа параметров ЗПД исследуемых сталей и их характеристик прочности, ударной вязкости и динамической трещиностойкости показаны на рисунке 6.16.

Из представленных графиков видно, что уменьшение размера ЗПД в области старта динамической трещины, происходящее в условиях повышения прочности, сопровождается снижением уровня ударной вязкости и динамической трещиностойкости. Заметно изменение угла наклона зависимостей КСТ и КСТ* от размера ЗПД в области старта динамической трещины в сторону его повышения.

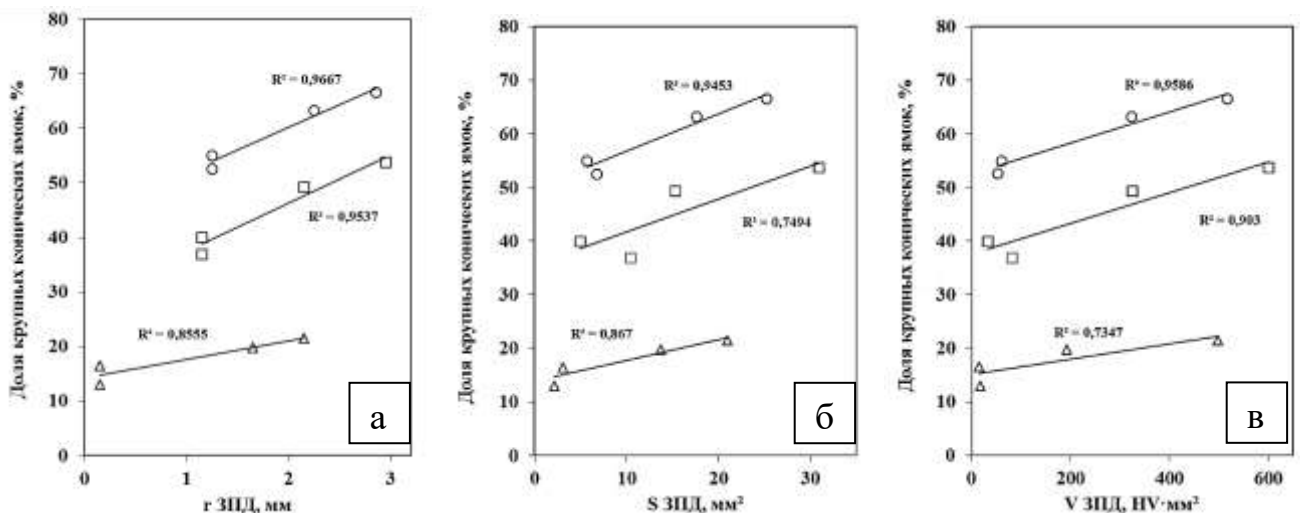


Рисунок 6.15 - Зависимость доли крупных ямок на поверхности разрушения сталей 09Г2С (○), 25 (□) и 35Х (Δ) от размеров стартовой области ЗПД (а), площади всей ЗПД (б) и увеличения микротвердости в ЗПД (в).

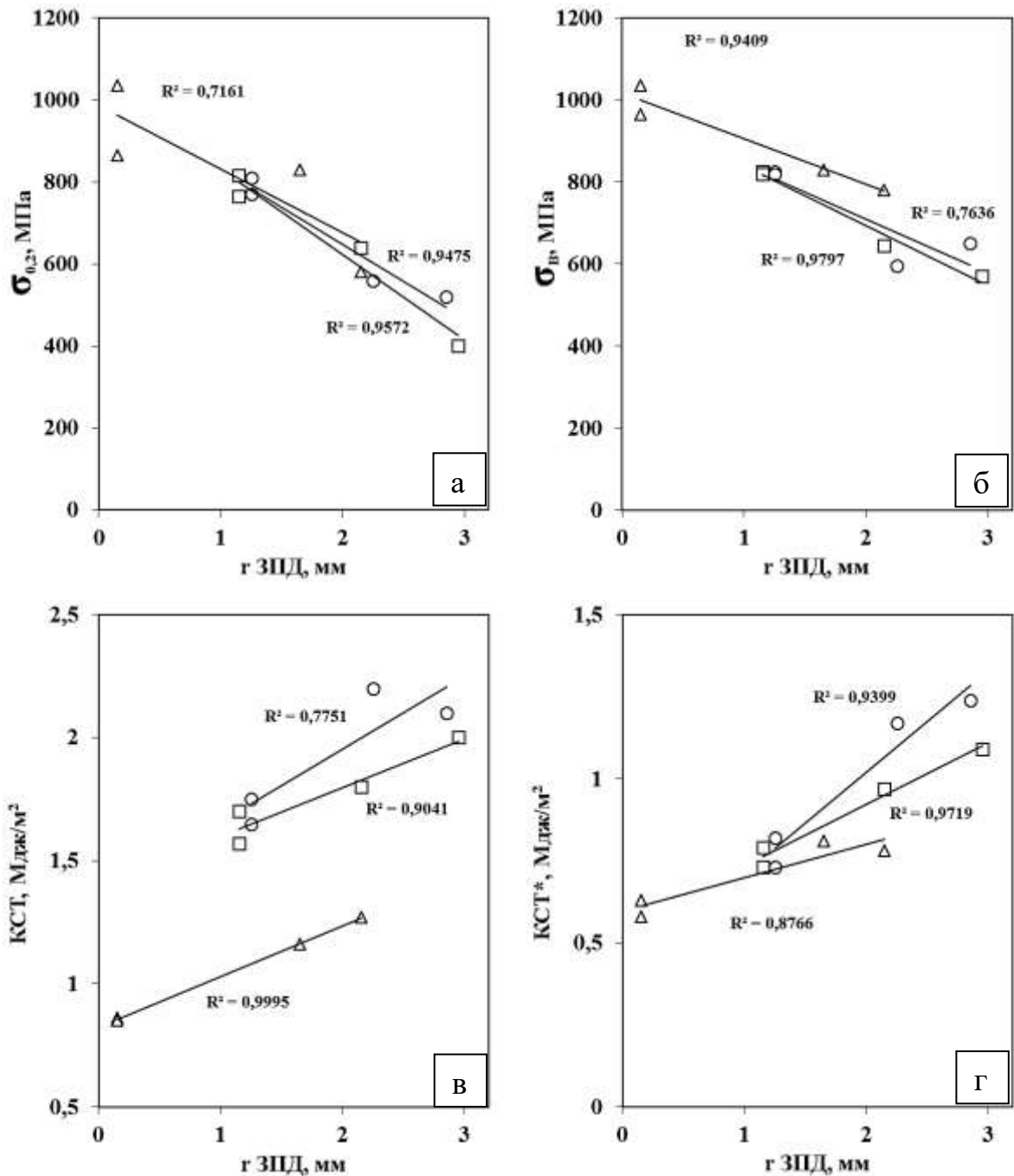


Рисунок 6.16 - Взаимосвязь условного предела текучести (а), предела прочности (б), ударной вязкости (в) и динамической трещиностойкости (г) сталей 09Г2С (○), 25 (□) и 35Х (Δ) и размера ЗПД в стартовой области движения трещины.

Необходимо обратить внимание на то, что графиках рисунка 6.16 построены прямые, аппроксимирующие изменение характеристик прочности и надежности с изменением размера стартовой области ЗПД для каждой отдельной исследуемой стали после различных режимов ДТО. Одновременно с этим, на рисунке 6.17 показано, что весь набор экспериментальных данных, отраженных на рисунках

6.15, может быть также аппроксимирован наклонной прямой с удовлетворительной степенью точности ($R^2 \sim 0,80-0,88$).

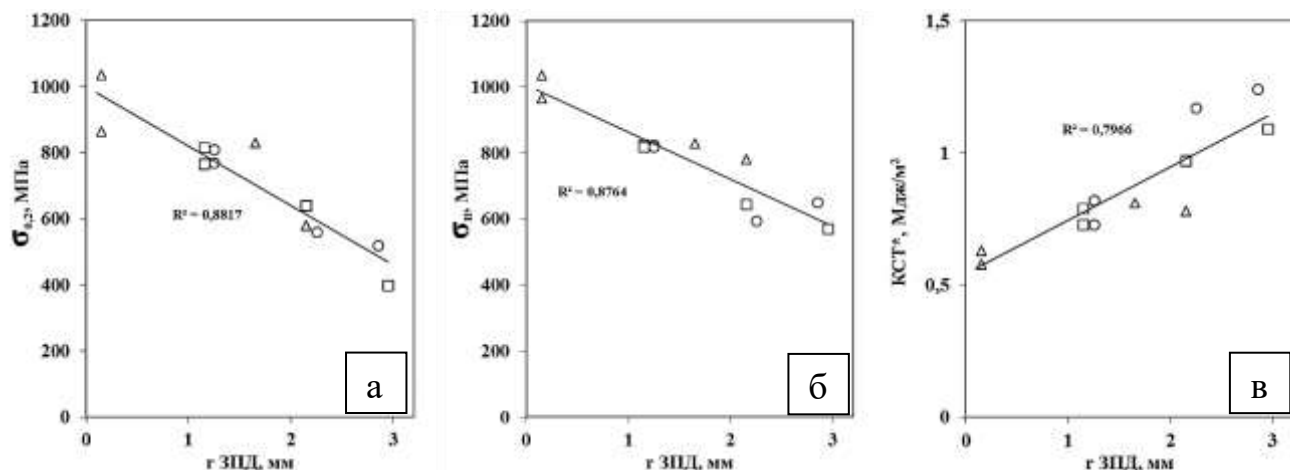


Рисунок 6.17 - Аппроксимация экспериментальных значений изменения предела текучести (а), предела прочности (б), ДТ (в) сталей 09Г2С (○), 25 (□), 35Х (Δ) и размера ЗПД сталей в стартовой области движения трещины наклонной прямой.

Таким образом, параметры зон пластической деформации под поверхностью разрушения отражают возможности исследуемых сталей к пластическому деформированию, прямо влияют на макро- и микростроение поверхности разрушения, и, в конечном счете определяют уровень ударной вязкости КСТ и динамической трещиностойкости сталей в различном структурном состоянии.

6.4. Влияние содержания углерода в исследуемых сталях, подвергнутых ДТО, на уровень характеристик механических свойств, параметры микрорельефа поверхности разрушения и зон пластической деформации

Несомненно, характеристики прочности, ударной вязкости и динамической трещиностойкости, параметры макро- и микрорельефа поверхности разрушения и зоны пластической деформации под ней определяются структурой исследуемых сталей и их химическим составом, при прочих равных - в первую очередь содержанием углерода.

На рисунках 6.18-6.21 представлены зависимости механических характеристик исследуемых сталей, подвергнутых обработкам по режимам №1-

№4, параметров их рельефа поверхности разрушения и размеров ЗПД, от содержания углерода.

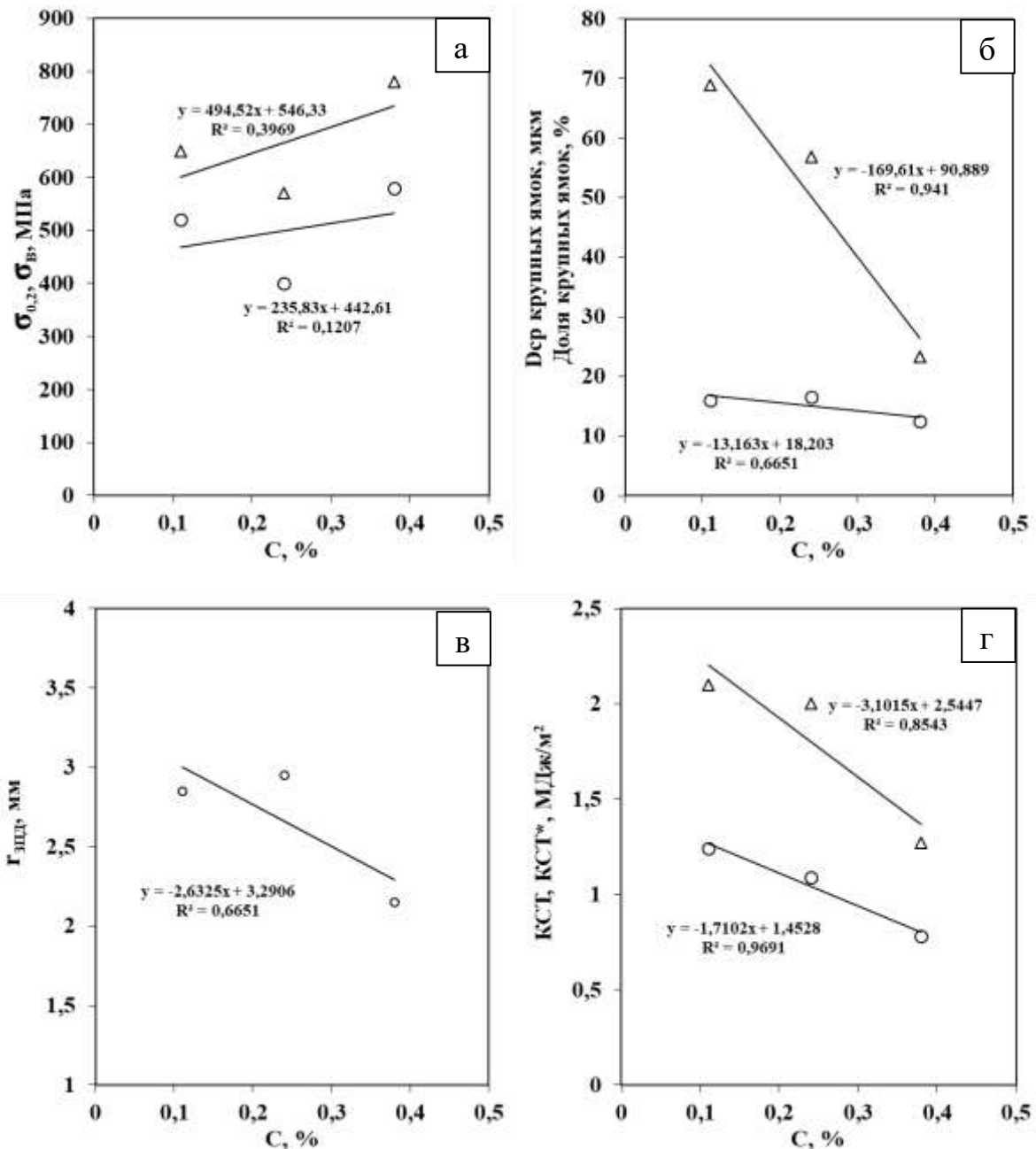


Рисунок 6.18 - Зависимость предела прочности (Δ) и условного предела текучести (\circ) (а), среднего размера крупных ямок конической (\circ) морфологии и их доли (Δ) (б), линейного размера стартовой области ЗПД (\circ) и ее площади (Δ) (в), ударной вязкости (Δ) и динамической трещиностойкости (\circ) (г) от содержания углерода в сталях 09Г2С, 25 и 35Х после обработки по режиму №1.

Приведенные зависимости достаточно хорошо описываются линейным законом, значения коэффициента детерминации R^2 практически во всех случаях превышение 0,6. Исключение составляет зависимость условного предела текучести

и предела прочности от содержания углерода в исследуемых сталях, обработанных по режиму №1. В этом случае значение R^2 значительно меньше, и составляет 0,4 и 0,12, рисунок 4.18, а. После проведения деформационных и термических воздействий по режимам №2-№4 R^2 для линейной зависимости условного предела текучести от содержания углерода возрастает, что говорит о более полном соответствии модели экспериментальным данным, рисунок 6.19-6.21, а.

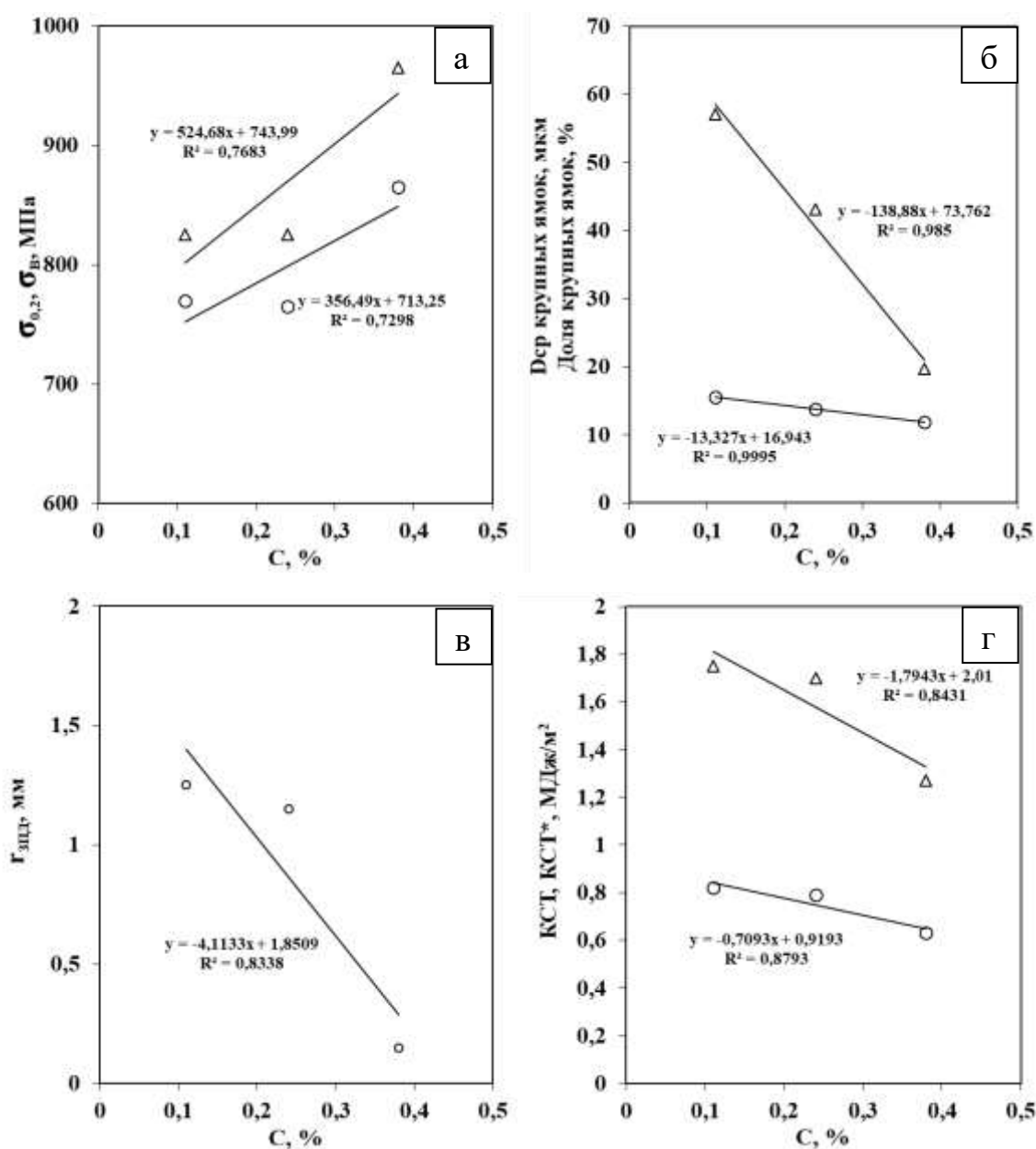


Рисунок 6.19 - Зависимость предела прочности (Δ) и условного предела текучести (\circ) (а), среднего размера крупных ямок конической (\circ) морфологии и их доли (Δ) (б), линейного размера стартовой области ЗПД (\circ) и ее площади (Δ) (в), ударной вязкости (Δ) и динамической трещиностойкости (\circ) (г) от содержания углерода в сталях 09Г2С, 25 и 35Х после обработки по режиму №2.

Более полное соответствии модели, описывающей линейный рост условного предела текучести в исследуемых сталях при увеличении углерода, после обработок по режимам №2-№4 связан с устранением объемов структуры, образованной в следствии недостаточной устойчивости переохлажденного аустенита в процессе закалочного охлаждения сталей 25 и 35Х.

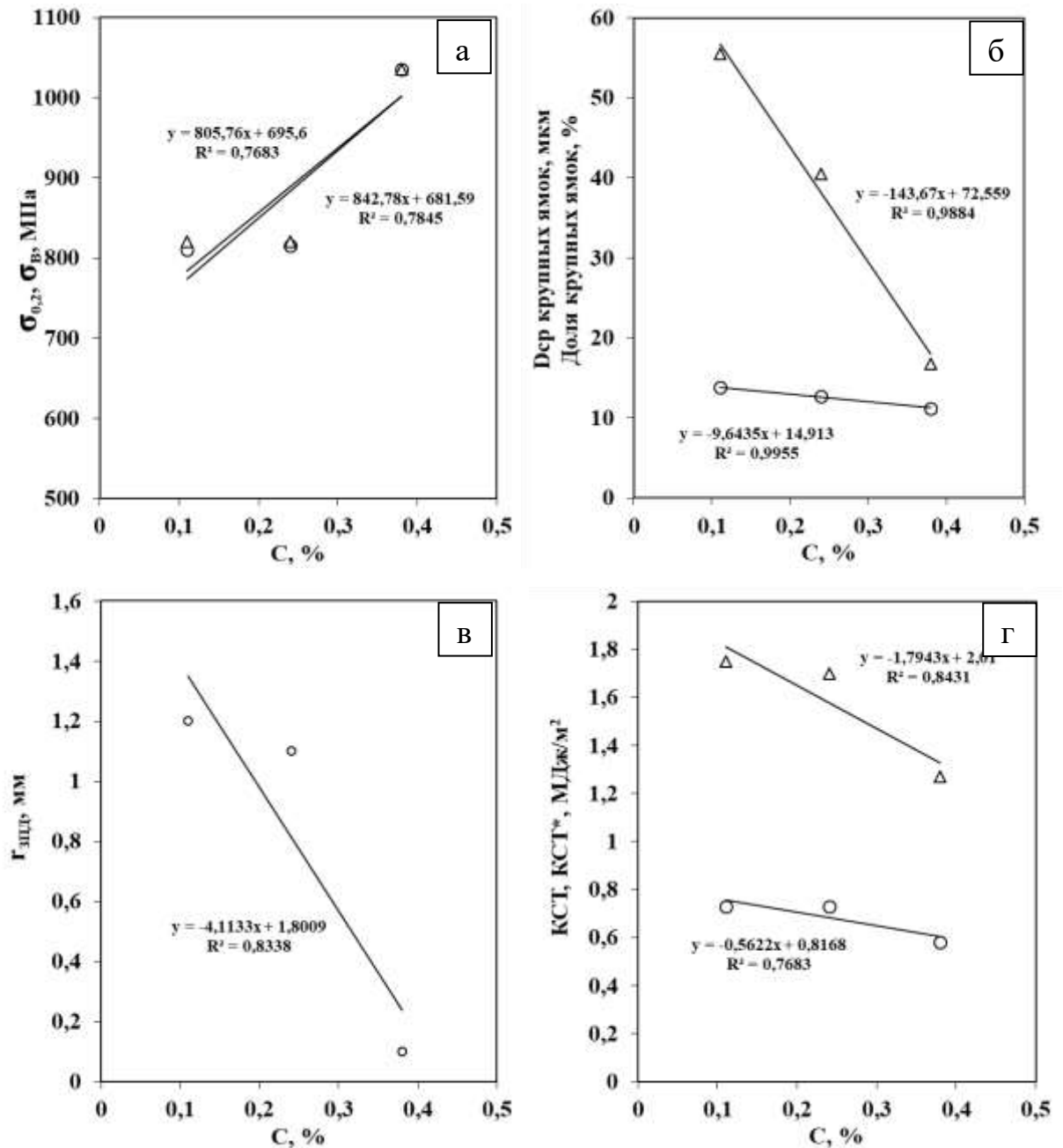


Рисунок 6.20 - Зависимость предела прочности (Δ) и условного предела текучести (\circ) (а), среднего размера крупных ямок конической (\circ) морфологии и их доли (Δ) (б), линейного размера стартовой области ЗПД (\circ) и ее площади (Δ) (в), ударной вязкости (Δ) и динамической трещиностойкости (\circ) (г) от содержания углерода в сталях 09Г2С, 25 и 35Х после обработки по режиму №3.

После обработки исследуемых сталей по режиму №4 в них формируется однородная УМЗ структура. Величина достоверности аппроксимации экспериментальных данных линейным законом во всех случаях оказывается практически наибольшей среди рассматриваемых режимов, то есть R^2 для всех зависимостей оказывается больше 0,9.

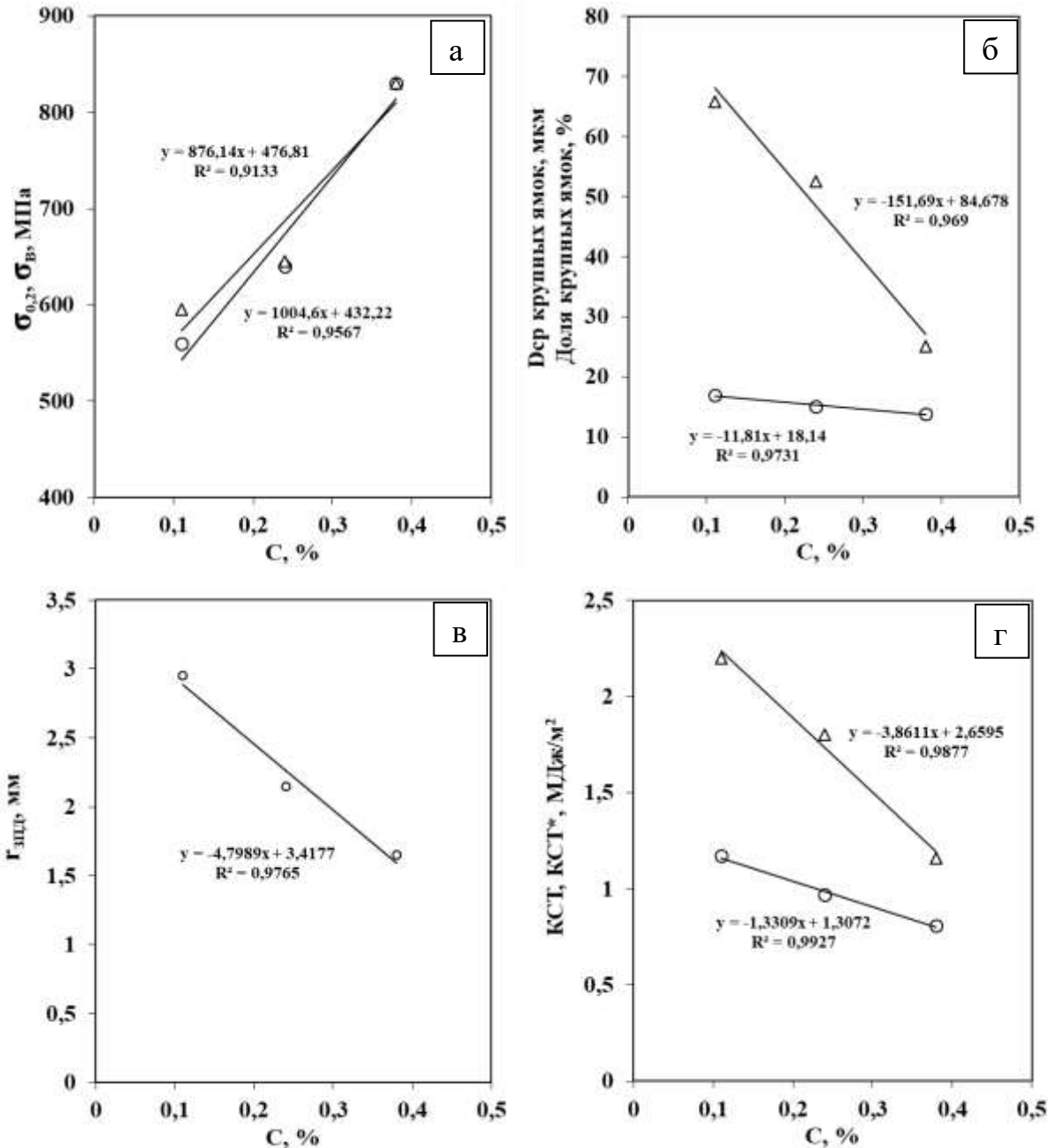


Рисунок 6.21 - Зависимость предела прочности (Δ) и условного предела текучести (\circ) (а), среднего размера крупных ямок конической (\circ) морфологии и их доли (Δ) (б), линейного размера стартовой области ЗПД (\circ) и ее площади (Δ) (в), ударной вязкости (Δ) и динамической трещиностойкости (\circ) (г) от содержания углерода в сталях 09Г2С, 25 и 35Х после обработки по режиму №4.

Таким образом, как показывают представленные на рисунках 6.19-6.21, характеристики прочности, ударной вязкости и динамической трещиностойкости линейно изменяются с изменением содержания углерода конструкционных низколегированных сталях, подвергнутых ДТО по режимам №1-№4, в диапазоне 0,11-0,38%.

6.5. Прогнозирование характеристик механических свойств конструкционной углеродистой стали 35, подвергнутой деформационно-термической обработке

Определенные выше регрессионные зависимости наталкивают на мысль о возможности предсказания характеристик механических свойств, параметров поверхности разрушения и зон пластической деформации конструкционных сталей с содержанием углерода 0,11-0,38% после термической и деформационно-термических обработок по режимам №1-№4.

Для апробации разработанной методики прогнозирования комплекса механических свойств конструкционных сталей [166], в основе которой лежит связь с характеристик механических свойств с параметрами ЗПД, была выбрана промышленная передельная труба из стали 35 и подвергнута ДТО по режимам №1-№4. Химический состав стали 35 приведен в таблице 6.1. Характеристики прочности, пластичности, ударной вязкости КСТ рассчитывали по уравнениям, приведенным в таблице 6.3 и на рисунках 6.18-6.21.

Результаты вычислений и результаты инструментальных испытаний стали 35, после ДТО по режимам №1-№4, на одноосное растяжение и ударную вязкость приведены в таблице 6.4

Сопоставительный анализ результатов, представленных в таблице 6.4, показал, что наибольшее отклонение при попарном сравнении расчетных значений и значений, полученных экспериментально, наблюдается у показателей условного предела текучести и относительного удлинения.

Таблица 6.3 - Аналитические зависимости характеристик механических свойств конструкционных сталей, прошедших ДТО, от содержания углерода.

Определяемая величина	Режим №1	Режим №2	Режим №3	Режим №4
$\sigma_{0,2}$	$y = 235,8 \cdot x + 442,6$	$y = 356,5 \cdot x + 713,3$	$y = 842,8 \cdot x + 681,6$	$y = 1004,6 \cdot x + 432$
σ_B	$y = 494,5 \cdot x + 546,3$	$y = 524,7 \cdot x + 744$	$y = 805,8 \cdot x + 695,6$	$y = 876 \cdot x + 476,8$
КСТ	$y = -3,1 \cdot x + 2,6$	$y = -1,8 \cdot x + 2$	$y = -1,8 \cdot x + 2$	$y = -3,9 \cdot x + 2,7$
КСТ*	$y = -1,7 \cdot x + 1,5$	$y = -0,7 \cdot x + 0,9$	$y = -0,6 \cdot x + 0,8$	$y = -1,3 \cdot x + 1,3$

Из результатов сравнения также видно, что за исключением уровня пластичности стали закаленной и отпущенной стали 35, отклонение расчетных значений от экспериментальных не превышает 14%. Среднее значение величины отклонения всех расчетных значений от экспериментальных составляет 7%.

Таблица 6.4 - Результаты измерений и вычислений характеристик механических свойств стали 35, обработанной по режимам №1-№4.

Режим ДТО, №		$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСТ
		МПа		%		МДж/м ²
1	расчет	527,5	724,4	25,4	71,3	1,4
	эксперимент	465	665	30,5	72,5	1,35
	погрешность, %	11,8	8,2	20,0	1,7	5,5
2	расчет	841,6	932,9	18,9	64,7	1,0
	эксперимент	785	865	19	64,5	0,97
	погрешность, %	6,7	7,3	0,5	0,4	7,4
3	расчет	985,0	985,7	25,4	61,0	1,0
	эксперимент	885	900	22	64	1,02
	погрешность, %	10,2	8,7	13,5	5,0	1,2
4	расчет	793,9	792,2	25,4	68,4	1,3
	эксперимент	730	730	28,5	68,5	1,25
	погрешность, %	8,0	7,9	12,0	0,1	1,5

Одной из возможных причин достаточно большого отклонения расчетных значений условного предела текучести стали 35, обработанной по режиму №1, от экспериментальных значений может являться наличие в структуре сталей 25 и 35Х, а также -35, несовершенств, связанных с недостаточной прокаливаемостью.

Таким образом, несколько увеличив массив экспериментальных данных об уровне характеристик прочности передельных труб в высокоотпущенном состоянии, станет возможным с большей точностью прогнозировать комплекс механических свойств углеродистых конструкционных сталей в целом.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 6

1. Установлена зависимость динамической трещиностойкости и ударной вязкости исследуемых сталей от параметров микрорельефа поверхности разрушения. Наибольший вклад в рост показателей надежности, среди рассмотренных параметров микрорельефа поверхности разрушения, вносят крупные ямки. Характер зависимости ударной вязкости КСТ и ДТ исследуемых сталей от средних поперечных размеров крупных ямок в диапазоне значений 11,2-16,9 мкм и их доли в изломе в диапазоне значений 16,8 – 68,8%, – линейный.
2. Формирование РЩ на поверхности изломов сталей при комнатной температуре, за счет увеличения общей площади поверхности разрушения и совершения работы по пластическому деформированию подповерхностных объемов металла, способствует поддержанию достаточно высокого уровня ударной вязкости и динамической трещиностойкости в условиях повышения характеристик прочности.
3. Установлено, что увеличение размеров ЗПД, в первую очередь - гзпд в диапазоне значений 0,15-2,95 мм для исследуемых сталей, приводит к формированию на поверхности разрушения ямочного рельефа с преимущественно крупными ямками больших поперечных размеров, и линейному росту ударной вязкости и динамической трещиностойкости. При уменьшении размеров ЗПД, в условиях повышения условного предела текучести и предела прочности, после проведения ХРК и последующих отжигов, до значений σ_B 820, 820 и 1035 МПа, высокий уровень характеристик надежности поддерживается за счет формирования на поверхности изломов сталей 09Г2С, 25 и 35Х макро- и мезорасщеплений с общей долей 59%, 10% и 22%.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что проведение ХРК с суммарной степенью обжата 55% и последующих отжигов приводит к существенному диспергированию элементов структуры сталей и устранению несовершенств структуры, связанных с недостаточной устойчивостью переохлаждённого аустенита в процессе закалочного охлаждения. Показано, что после проведения отжига при температуре 600 °С однородная УМЗ структура сталей 09Г2С, 25 и 35Х со средним размером зерна/субзерна 0,7 мкм, 0,9 мкм и 0,55 мкм соответственно, формирует в них комплекс механических свойств с показателями ударной вязкости и ДТ близкими к высокоотпущенному состоянию и повышенными характеристиками прочности.
2. Показана возможность экспериментальной оценки динамической трещиностойкости конструкционных сталей, подвергнутых ДТО, по результатам ударных испытаний двух серий образцов на маятниковом копре, с последующим построением диаграмм динамической трещиностойкости.
3. Описан инициирующий механизм образования макро-расщеплений на поверхности изломов сталей 09Г2С, 25 и 35Х, подвергнутых ДТО, заключающийся в слиянии близкорасположенных глубоких ямок-тоннелей на поверхности разрушения в микро-расщепления и дальнейшем объединении микро-расщеплений в более крупные мезо- и макро-расщепления. Показано, что формирование в изломах сталей, прошедших ДТО, способствует поддержанию высоких показателей ДТ и ударной вязкости КСТ, в том числе и при пониженных температурах.
4. Показано, что проведение ХРК, а также последующих отжигов, не изменяет механизма роста динамической трещины - в разрушенных образцах во всех случаях наблюдали ямочный характер разрушения. Для каждой из исследуемой стали, подвергнутой ДТО, установлено характерное ей сочетание ямок различных морфологии и размеров, сопровождающее соответствующие показатели ударной вязкости и динамической трещиностойкости. Показано, что увеличение средних поперечных размеров крупных ямок в диапазоне значений 11,2 мкм -16,9 мкм и

доли в изломе с 16,8% до 68,8% линейно увеличивает показатели ударной вязкости и динамической трещиностойкости.

5. Успешно апробирована методика исследования ЗПД под поверхностью разрушения конструкционных сталей 09Г2С, 25 и 35Х, обработанных по различным режимам ДТО. По результатам систематических измерений микротвердости под поверхностью разрушения образцов сталей построены и проанализированы карты распределения микротвердости в ЗПД. Установлена линейная зависимость уровня ударной вязкости и динамической трещиностойкости от размеров ЗПД. С помощью СЭМ показано, что локальные участки ЗПД с максимальным деформационным упрочнением соответствуют участкам образца с локализованным пластическим течением материала.

6. Установлено, что увеличение размеров ЗПД, в первую очередь - г_{ЗПД} в диапазоне значений 0,15-2,95 мм для исследуемых сталей, приводит к формированию на поверхности разрушения ямочного рельефа с преимущественно крупными ямками больших поперечных размеров, и линейному росту ударной вязкости и динамической трещиностойкости. При уменьшении размеров ЗПД, в условиях повышения условного предела текучести и предела прочности, после проведения ХРК и последующих отжигов, до значений σ_B 820, 820 и 1035 МПа, высокий уровень характеристик надежности поддерживается за счет формирования на поверхности изломов сталей макро- и мезорасщеплений с общей долей 59%, 10% и 22% для сталей 09Г2С, 25 и 35Х.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

ИПД – интенсивная пластическая деформация;

ДТ – динамическая трещиностойкость;

ДДТ – диаграмма динамической трещиностойкости;

УМЗ – ультрамелкое зерно;

РК – радиальная или ротационная ковка;

ХРК – холодная радиальная ковка;

ДТО – деформационно-термическая обработка;

ЗПД – зона пластической деформации;

СВМК – силовое воздействие молота копра;

БУГ – большеугловые границы (зерен);

МУГ – малоугловые границы (зерен)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Копцева Н. В. Закономерности формирования ультрамелкозернистой структуры, обеспечивающей улучшение свойств углеродистых конструкционных сталей: дис. д-р 05.16.01. - Магнитогорск, 2012. - 265 с.
2. Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации // Российские нанотехнологии, - 2006. - Т1. - №1–2. - С. 208–216.
3. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. - М.: Металлургия, 1973. - 205 с.
4. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
5. Кейн Р.Х., Грант Н.Дж. Рекристаллизация и измельчение зерна // В кн. Сверхмелкое зерно в металлах. М.: Металлургия. 1973. С. 164-181.
6. Ковнеристый, Ю. К. Объемно-аморфизирующиеся металлические сплавы и наноструктурные материалы на их основе / Ю. К. Ковнеристый // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 7(601). – С. 14-16.
7. Новое в технологии получения материалов / Под ред. Ю.А. Осипьяна и А. Хауффа. – М.: Машиностроение, 1990. – 448 с.
8. Lee D. The nature of superplastic deformation in the Mg-Al eutectic // Acta Met. - 1969. - v. 17, - №8. - P. 1057 – 1069.
9. Назаркин Р.М., Конокотин С.П. Влияние обработки электромагнитным полем при кристаллизации на механические свойства сплавов систем NI-AL И CO-CR-AL-NI // Труды ВИАМ. - 2017. - № 5 (53). - С. 10.
10. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией – М.: Логос, 2000. – 272 с.
11. Дж. Уошборн Деформационное упрочнение // Механизмы упрочнения твердых тел: Сб. науч. трудов. Пер. с англ. Под ред. Бернштейна М.Л. М.: Металлургия, 1965. 368 с.

12. Глезер А.М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации // Известия РАН. Серия физическая. – 2007. – Т. 71, № 12. – С. 1767-1776.
13. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.
14. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. М.: Academia, 2005. - 192 с.
15. Бриджмен П.У. Исследования больших пластических деформаций и разрыва. Влияние высокого гидростатического давления на механические свойства материалов / П.У.Бриджмен; пер. с англ. А.И. Лихтера; под ред. Л.Ф. Верещагина. - М.: Ин. лит-ра, 1955. - 444 с.
16. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. Пластическая обработка металлов простым сдвигом // Известия АН СССР. Металлы. - 1981. - №1. - С. 115.
17. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Мн.: Навука і тэхніка, 1994. - 232 с.
18. Ferrase S., Segal V.M., Harywig K.T., Goforth R.E. Microstructure and properties of copper and aluminum alloy 3003 heavily worked by equal channel angular extrusion// Metall. Mater. Trans. - 1997. - V. 28A. - P. 1047–1057.
19. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Сынков С.Г., и др. Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии // Физика и техника высоких давлений. – 1999. – Т. 9, - № 3. – С. 109-111.
20. Beygelzimer Y., Orlov D. and Varyukhin V. A new severe plastic deformation method: Twist Extrusion // Ultrafine Grained Materials II; Ed. By Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, M.J. Saran, T.C. Lowe. TMS. – 2002. – С.297-304.
21. Салищев Г.А., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Малышева С.П. Формирование субмикроструктурной структуры в титане при пластической деформации и ее влияние на механические свойства // Металлы. - 1996. - №4. - С. 86–91.

22. Салищев Г.А., Зарипова Р.Г., Закирова А.А. Структура и свойства нержавеющей сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации // *МиТОМ*, - 2006, - №2, - С. 27-32.
23. Крылов Н.И и др. // *Новые материалы и методы их обработки*. – Киев: ИЭС, 1981. – С. 40-41.
24. Huang J.Y., Zhu Y.T., Jiang H., Lowe T.C. Microstructures and dislocation configurations in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening // *Acta materialia*. – 2001. – Т. 49. – №. 9. – С. 1497-1505.
25. Tsuji N. Saito Y., Lee S., Minamino Y. ARB (Accumulative Roll-Bonding) and other new Techniques to Produce Bulk Ultrafine Grained Materials // *Advanced Engineering Materials*. – 2003. – Т. 5. – №. 5. – С. 338-344.
26. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process // *Acta materialia*. – 1999. – Т. 47. – №. 2. – С. 579-583.
27. Лякшиев П.П., Алымов М.И. Наноматериалы конструкционного назначения // *Российские нанотехнологии*, - 2006, - Т.1, - №1-2, - с.71-81.
28. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др.; Под общ. ред. Трефилова В.И., 2-е изд., перераб. и доп. – Киев: Наук. думка, 1989. – 256 с.
29. теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. 4-е изд., перераб. и доп.: Новиков И. И.: *Металлургия*, – 1986. – 480 с.
30. Ф.З. Утяшев Особенности интенсивной пластической деформации и структурообразования металла // *Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки*. - 2013. - № 4-1(182). - С. 204-212.
31. Рааб Г. И., Шибиков В. Г., Рааб А. Г. Перспективные методы ИПД для получения наноструктурированных металлических материалов // *Materials Physics and Mechanics*. - 2016. - Т. 25. - № 1. - С. 77-82.
32. Усанов М.Ю., Харитонов В.А. Эффективность применения деформации кручения в способах производства наноструктурированной проволоки // *Вестник*

Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2016. - Т. 14. - № 4. - С. 66-71.

33. Богатов А.А., Нухов Д.Ш., Лещев И.В. Разработка инновационных процессов обработки металлов давлением на основе интенсивной знакопеременной деформации // Обработка сплошных и слоистых материалов. - 2016. - № 1 (44). - С. 35-43.

34. Валиев Р.З., РаабГ.И., Боткин А.В., Дубинина С.В. Получение ультрамелкозернистых металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации: новые подходы в разработке технологий // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. – № 8. – С. 44-47.

35. Nakashima K. et al. Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains //Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Т. 281. – №. 1-2. – С. 82-87.

36. Мурашкин М.Ю., Бобрук Е.В., Кильмаметов А.Р., Валиев Р.З. Особенности структуры и механические свойства алюминиевого сплава 6061, подвергнутого обработке равноканальным угловым прессованием в параллельных каналах // Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 108. – № 4. – С. 439-447.

37. Raab G.I. Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels // Mater. Sci. Eng. A 2005. - V. 410-411. - P. 230-233.

38. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Bobruk E.V., Raab G.I. Grain refinement and mechanical behavior of the Al alloy subjected to the new SPD technique // Mater. Trans. 2009. V. 50. № 1. P. 87-91.

39. Sabirov I. et al. Application of equal channel angular pressing with parallel channels for grain refinement in aluminium alloys and its effect on deformation behavior //International Journal of Material Forming. – 2010. – Т. 3. – №. 1. – С. 411-414.

40. Тюрин В.А., Лазоркин В.А, Поспелов И.А. Ковка на радиально-обжимных машинах. М.: Машиностроение, 1990.- 256 с.

41. Степин П.С., Рааб Г.И. Исследование потенциала ротационной ковки для получения материалов с ультрамелкозернистой структурой // Кузнечно–

- штамповочное производство. Обработка металлов давлением. – 2012. - № 4. - С.34–37.
42. Погорильчук А. Я. Определение оптимальных параметров технологического процесса радиальнойковки // Наука и образование. - 2009. - №9. - С. 3.
43. Возврат и рекристаллизация металлов / Под ред. В.М. Розенберга. М.: Металлургия, 1966. - 326 с.
44. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. 2–е издание. М.: Металлургия, 1978. - 568с.
45. Физическое металловедение. В 3–х томах. / Под ред. Р.У. Кана, П.Т. Хаазена. Т.3. М.: Металлургия, 1987. - 663с.
46. Баранов А.А. Фазовые превращения и термоциклирование металлов. Киев: Наукова думка, 1974. - 231 с.
47. Федюкин В.К. Метод термоциклической обработки металлических материалов. Ленинград: ЛДНТП, 1979. - 24 с.
48. Счастливец В.М, Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.
49. Георгиев, М. Н. Разработка методов исследования и повышения трещиностойкости малоуглеродистых и низколегированных конструкционных сталей с целью увеличения надежности подвижного состава и строительных конструкций в условиях низких климатических температур. : автореф. дис. д-р. техн. наук: 01.02.06. - Москва, 1986. - 57 с.
50. Шанявский, А. А.. Модели зарождения и развития усталостного разрушения под поверхностью металлов / А. А. Шанявский // Научный Вестник МГТУ ГА, - 2012,- №179. - С. 32-44.
51. Георгиев М. Приложна механика на разрушаването / Младен Георгиев, Наталия Межова. – София.: Булвест 2000. – 2013. – 559 с.
52. Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А. Прочность и механизм разрушения наноструктурированных легких материалов при циклическом нагружении // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. - 2015. - Т. 20. - № 1. - С. 85-91.

53. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при динамическом нагружении: Методические указания // М.: Издательство стандартов. – 1983. – 51 с.
54. Тернер К. Измерение вязкости разрушения при ударном испытании с осциллографированием // Ударные испытания металлов. М.: Мир. – 1973. – С.100-122.
55. Kennich P. An Analogue Computer Model of Charpy Impact Test // Comm. Doc.A/79. Navy Dep. Advis. Comm. on Structural Steels. – 1968. - October.
56. Otani L. TetsudoGidsukuKanku Sure // Journ. of Railway Eng. Res. – 1957. – V.14. – P.503-509.
57. Дроздовский Б.А., Фридман Я.Б. Методика оценки чувствительности материалов к трещинам при ударном изгибе // Заводская лаборатория. – 1959. - №3. – С.320-328.
58. Георгиев М.Н., Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю. Влияние длины трещины и боковых надрезов на реализацию условий плоской деформации при ударном нагружении // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2010. - Т. 76, - №9. - С. 56-58.
59. Лившиц Л.С., Рахманов А.С. Обопределении ударной вязкости при низких температурах и склонности материала к зарождению и развитию трещин // Заводская лаборатория. – 1959. - №2. - С. 190-192.
60. Newhouse D. I. Relationships Between Charpy Impact Energy, Fracture Appearance and Test Temperature in Alloy Steels // Weld. Journ. – 1963. - V.42,3. – P.1058 – 1118.
61. Гуляев А.П. Разложение ударной вязкости на ее составляющие по данным испытания образцов с разным надрезом // Заводская лаборатория. – 1967. - №4. – С.473-475.
62. Георгиев М. Н. Вязкость малоуглеродистых сталей // М.: Metallurgizdat. – 1973. – 224с.
63. Кишкина С.И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов // М.: Metallurgiya. – 1981. – 297с.

64. Георгиев М.Н., Кудин В.Г. Критическая температура хрупкости в связи с условиями эксплуатационного разрушения // Заводская лаборатория. – 1982. - №6. – С. 69-71.
65. Симонов М.Ю., Симонов Ю.Н., Ханов А.М., Шайманов Г.С. Структура, динамическая трещиностойкость и механизмы разрушения закаленных и отпущенных конструкционных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2012. - №11. - С. 32-39.
66. Мерсон Е.Д., Данилов В.А., Мерсон Д.Л. Количественный анализ изломов при помощи конфокальной лазерной сканирующей микроскопии // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. - 2015. - № 4 (34). - С. 68-75.
67. Beachem C.D., Pelloux R.M.N. Electron Fractography – A Tool for the Study of Micromechanisms of Fracturing Processes // Fracture Toughness Testing and its Applications. Chicago, 1965. - pp. 210–244.
68. Бичем К. Д. Электронная фрактография – средство изучения микромеханизма процессов разрушения / К. Д. Бичем, Р. М. Н. Пеллу // В кн. Прикладные вопросы вязкости разрушения. –М.: Мир, 1968. – 552с.
69. Броек Д. Основы механики разрушения / Д. Броек // Лейден, 1974. Пер. с англ. – М.; Высш. школа, 1980. – 368 с.
70. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей / О. Н. Романив // Серия «Достижения отечественного металловедения». – М.: «Металлургия», 1979. – 176с.
71. Романів О. М. Електронна фрактографія зміцнених сталей / О. М. Романів, Ю. В. Зима, Г. В. Карпенко. – Київ.: Наукова Думка, 1974. – 207с.
72. Симонов, Ю. Н. Основы физики и механики разрушения: учебное пособие / Ю. Н. Симонов, М. Н. Георгиев, М. Ю. Симонов. – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2012. – 203 с.
73. Puttik K. E. Ductile fracture in metals / K. E. Puttik // Philosophical Magazine. - 1959. - pp.964- 969.
74. Штремель М.А. Разрушение. Кн. 2. Разрушение структур. М.: Изд. дом МИСиС, 2015. - 976 с.

75. Балтер М. А. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей / М. А. Балтер, А. П. Любченко, С. И. Аксенова [и др.]; под общ. ред. М. А. Балтер – М.: Машиностроение, 1987. – 112 с.
76. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций / Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина, Н.А. Клевцова и др.- М.: МИСиС, 2007. - 259 с.
77. Ежов А.А., Герасимова Л.П. Дефекты в металлах. Справочник-атлас. – М.: Русский университет, 2002. - 360 с.
78. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И. Изломы конструкционных сталей: Справочник – М.: Metallurgia, 1987. - 271 с.
79. 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.
80. Клевцов Г.В., Мерсон Е.Д. О возможности использования конфокального лазерного сканирующего микроскопа для исследования микрорельефа поверхности разрушения металлических материалов // Фундаментальные исследования. – 2012. – № 11-5. – С. 1185-1189.
81. Tata V.V.R., Raj B. Confocal laser scanning microscopy: Applications in material science and technology. Bull. Mater. Sci. Springer India, 1998. - vol. 21. - no. 4. - pp. 263–278.
82. G.Binnig, H.Rohrer, Ch.Gerber, E.Weibel Tunneling through a controllable vacuum gap // Appl. Phys. Lett. - 1982. - v. 40. - p. 178.
83. G.Binnig, H.Rohrer Scanning tunneling microscopy // Helv. Phys. Acta, - 1982. - v. 55, - № 6, - p. 726 – 735.
84. G.Binnig, C.F.Quate, Ch.Gerber Atomic force microscope // Phys. Rev. Lett. - 1986.,- v. 56, - № 9, - p. 930 – 933.
85. Y. Martin and H. K. Wickramasinghe Magnetic imaging by "force microscopy" with 1000 Å resolution // Appl. Phys. Lett. -1987.- v. 50, - № 20, - p. 1455-1457.
86. D.Rugar, H.Mamin, P.Guethner et al. Magnetic force microscopy: General principles and application to longitudinal recording media // J. Appl. Phys.,-1990. - v. 68, - № 3,- p.1169 – 1182.

87. Ouyang Min, Jin-Lin Huang, Chin Li Cheung, and Charles M. Lieber Atomically resolved single-walled carbon nanotube intramolecular junctions // *Science*. - 2001. - Vol. 291. - no. 5501. pp 97-100.
88. Mustata M., Ritchie K., McNally H.A.. Neuronal elasticity as measured by atomic force microscopy // *J. Neurosci. Methods*. - 2010. - no. 186. - pp. 35–41.
89. Wendt U., Stiebe-Lange K., Smid M., Tonnies K. Quantification of Fracture Surface Topographies based on Confocal Laser Scanning Microscopy // *Microscopy and Microanalysis*. - 2003. - vol. 9. - pp. 370–371.
90. Novis D.B., Heuer A.H. The use of laser scanning confocal microscopy (LSCM) in materials science // *J. Microsc.* - 2010. - vol. 240. - no. 3. - pp. 173–180.
91. Ковалев Ю. С., Скуратов В.А., Тютюнников С.И., Буйнаровский Г. Использование лазерной конфокальной микроскопии для исследования низкоразмерных структур // *Письма в ЭЧАЯ*. - 2010. - Т.7(5)ю - с. 594-602ю.
92. Staňková H., Skálová L., Jacková K., Mašek B. Utilisation of laser confocal microscope Olympus LEXT for the analysis of the fracture area of fine grain steel // *Focus on Microscopy 2007*. Valencia, 2007. - p. 144.
93. Крупин Ю.А., Сухова В.Г. Компьютерная металлография. М.: Изд. дом МИСиС, 2009. - 88 с.
94. Штремель М.А. Разрушение. Кн. 1. Разрушение материала. М.: Изд. дом МИСиС, 2014. - 670 с.
95. Кожевникова М. Е. Формирование фрагментированной структуры перед вершиной усталостной трещины // *Физическая мезомеханика*. - 2014. - Т. 17. - № 1. - С. 21-29.
96. Irwin G. R. Fracture // *Handbuch der Physik VI*, 1958. - pp. 551–590.
97. Irwin G. R. Plastic zone near a crack and fracture toughness // *Proc. 7th Sagamore Conf.*, 1960.- p. IV–63.
98. Irvin G.R. Analysis of Stresses Near a Crack to The Crack Extension Force // *J. of Appl. Mech.*- 1957.- Vol. 24, - № 3, - p. 361-364.
99. Irwin G. R. Fracture dynamics: Fracturing of Metals, ASM Cleveland, 1948. - p. 147-166.

100. Duffy, A. R. et al., Fracture design practice for pressure piping // Fracture I. -1969. - pp. 159–232.
101. Rooke D. P. Elastic yield zones round a crack tip: comparison of exact and approximate elastic theories // Royal Aircr. Est., Farnborough, Tech. Note CPM 29 (1963).
102. Качанов Л. М. Основы теории пластичности. – М.: Наука, 1969. – 420 с.
103. Модели и критерии механики разрушения: Монография / Ю.Г. Матвиенко. - М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. - 328 с.
104. Dugdale D. S. Yielding of steel sheets containing slits // Mech. Phys. Sol. - 1960. - Vol. 8. - pp. 100–108.
105. Burdekin F. M. and Stone D. E. W. The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials // J. Strain Analysis. - 1966. - no. 1. - pp. 145–153.
106. Tuba I. S. A method of elastic-plastic plane stress and strain analysis // J. Strain Analysis. - 1966. - no. 1. - pp. 115–122.
107. Rice J. R. and Rosengren G. F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material // J. Mech, Phys. Sol. - 1968. - no. 16. - pp. 1-12.
108. Hahn G. T., Rosenfield A. R. Plastic flow in the locale on notches and cracks in Fe-3Si steel under conditions approaching plane strain // Rept. to Ship structure Committee. 1968.
109. Bateman D. A., Bradshaw F. J., Rooke D. P. Some Observations on Surface Deformation Round Cracks in Stressed Sheets by DA Bateman, FJ Bradshaw and DP Rooke. – Royal Aircraft Establishment, 1964.
110. Underwood J. H. and Kendall D. P. Measurement of plastic strain distributions in the region of a crack tip // Exp. Mechanics. - 1969. - pp. 296–304.
111. Hahn G. T. and Rosenfield A. R., Local yielding and extension of a crack under plane stress // Ada. Met. - 1965. - no. 13. - pp. 293–306.
112. Hahn G. T., Hoagland R. G. and Rosenfield A. R., Local yielding attending fatigue crack growth // Met. Trans. - 1972. - no 3. - pp. 1189–1196.

113. Плехов О., Чудинов В., Леонтьев В., Наймарк О. Экспериментальное исследование закономерностей диссипации энергии при динамическом деформировании нанокристаллического титана // ПЖТФ. - 2009. - Т. 35. - N 2. - С. 82–89.
114. Плехов О.А. Экспериментальное исследование термодинамики пластического деформирования методом инфракрасной термографии // ЖТФ. - 2011. - Т. 81. - Вып. 2. - С. 144–146.
115. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях. – Уфа, 2003. – 803 с.
116. Вавилов В.П. Динамическая тепловая томография // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2006. – Т. 72, № 3. – С. 26–36.
117. Плехов О.А. Использование высокоскоростной инфракрасной термографии при проведении стандартных механических испытаний // Прикладная оптика: сб. тр. 9 й Междунар. конф. — СПб., 2010.
118. Baumhauer H., Die Resultants der Ats Methode in der Kristallographischen Forschung, an einer Reihe von Krystallisierten Korperndarstellt, Engelmann, Leipzig, 1894.
119. E-wen Huang, Soo Yeol Lee, Wanchuck Woo, Kuan-Wei Lee Three-Orthogonal-Direction Stress Mapping around a Fatigue-Crack Tip Using Neutron Diffraction // Mater Trans A. -2012. no. 43. - pp. 2785–2791.
120. Jin H., Lu WY., Haldar S. et al. Microscale characterization of granular deformation near a crack tip // J Mater Sci. - 2011. - no. 46. - pp. 6596–6602.
121. Tim Maitland Electron Backscatter Diffraction // Advanced Materials and Processes. - 2004. -no. 162(5). - pp. 34-36.
122. Luke N. Brewer, David P. Field, Colin Meriman Mapping and Assessing Plastic Deformation Using EBSD // Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. Springer, Boston, MA, 2009.
123. Hirose Y, Sasaki T. X-ray fractography. In Industrial applications of X-ray diffraction (eds FH Chung, DK Smith), New York, NY: Marcel Dekker. - pp. 317–372.

124. Saprykin Y. V. X-ray fractography of fatigue fractures in the zone of subcritical crackgrowth // *Strength Mater.* - 1983. - no. 15. - pp. 1305–1312.
125. Saprykin Y.V, Kozlov P.M, Botvina L.R, Klevtsov G.V. A method of collimating-local examination of the zones of plastic deformation below the fracture surface // *Fiz. Prochn. Plastichn. Met. Splavov.* - 1978. - no. 1. pp. 37–39.
126. Ковальчук, М.В. Рентгеновское и синхротронное излучение — путь к познанию структуры биомакромолекул. // *Наука в России*, - 2013, - № 3. - с. 4-12.
127. Пат. 2485476 РФ: МПК G 01 N3/30. Способ оценки ударной вязкости высоковязких листовых конструкционных сталей: Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Д.О. Панов, А.В. Касаткин, Д.П. Подузов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО. "Пермский национальный исследовательский политехнический университет". заявл. 10.01.2012; опубл. 20.06.2013//Бюл. № 17. 14 с.
128. Пат. 2516391 РФ: МПК G 01 n 3/28. Способ определения зоны пластической деформации. под изломом в образце / Ю. Н. Симонов, М. Ю. Симонов, Г. С. Шайманов, Л. Е. Макарова; заявитель и патентообладатель ФГОУ ВПО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет». заявл. 07.12.2012 ; опубл. 20.05.2014 //Бюл. №14. 2014.15 с.
129. Royle A. G., Clausen F. L., Frederiksen P. Practical Universal Kriging and Automatic Contouring // *Geoprocessing.* - 1987. - no. 1. - pp. 377–394.
130. Burrough P. A. Principles of Geographical Information Systems for Land Resources Assessment. New York: Oxford University Press. 1986.
131. Oliver M. A. Kriging: A Method of Interpolation for Geographical Information Systems // *International Journal of Geographic Information Systems.* - 1990. - no. 4. - pp. 313–332.
132. Press W. H., Teukolsky S. A., Vetterling W. T, Flannery B. P. Numerical Recipes in C: The Art of Scientific Computing. New York: Cambridge University Press. 1988.
133. Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали: Учебное пособие. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. - 495 с.
134. Перцев А.С., Панов Д.О., Симонов Ю.Н., Смирнов А.И. Формирование структуры и механических свойств конструкционной стали при холодной

- пластической деформации методом радиальнойковки // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2014. - № 1(62). – С. 32-38.
135. Симонов М.Ю., Шайманов Г.С., Перцев А.С., Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н. Динамическая трещиностойкость и структура трубной заготовки из стали 09Г2С после деформационно-термической обработки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2017. – № 6(744). – С. 64-71.
136. Симонов М.Ю. Структурные аспекты зон пластической деформации. Часть II. Эффект массопереноса // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2019. - № 10 (772). - С. 54-63.
137. Георгиев М. Н., Симонов М. Ю., Симонов Ю. Н. Оценка работы разрушения ударных образцов с боковыми надрезами // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. - 2012. - Т.78, - №9, - С. 56-61.
138. Shaimanov G.S., Simonov M. Yu., Simonov Yu. N. Comparative analysis of machine steels structure parameters and dynamic crack resistance after deformation-and-heat treatment // *Materials Today: Proceedings, Volume 19, Part 5, 2019, Pages 2167-2173*.
139. Симонов М. Ю., Симонов Ю. Н., Шайманов Г. С. Структурные и фрактографические особенности формирования расщеплений в низколегированной стали, подвергнутой деформационно-термической обработке // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2019. – № 10(772). – С. 5-15.
140. Пышминцев И.Ю. Мальцева А.М., Гервасьев А.М. и др. Структура и свойства низкоуглеродистых трубных сталей, подвергнутых пневматическим испытаниям // *Сталь*. - 2011. - № 2. - С. 75-81.
141. Mannucci G., Demofonti G. Control of ductile fracture propagation in X80 gas linepipe: Proc. of Int. Pipeline Technology Conf. (Beijing, 2010). - P. 86-115.
142. Goritskii V.M., Shneiderov G.R., Guseva I.A. Effect of chemical composition and structure on mechanical properties of low-alloy weldable steels after thermomechanical treatment // *Metallurgist*. - 2016. - Vol. 60. - No. 5-6. - pp. 511-518.

143. Goritskii M., Shneiderov V.R., Guseva G.A. Study of impact toughness anisotropy and tendency towards lamination of strenx 650 mc and strenx 700 mc steels after thermomechanical rolling // Metallurgist. - 2018. - Vol. 62. - No. 7-8. - pp. 753-765.
144. Счастливец В.М, Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. и др. Влияние текстуры на хладостойкость свариваемой стали, подвергнутой термомеханической обработке // Деформация и разрушение материалов. - 2010. - № 11. - С. 34-40.
145. Inoue T., Yin F., Kimura Y. et al. Delamination effect on impact properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by warm caliber rolling // Met.Trans. A. - 2010. - Vol. 41A. - pp. 341- 355.
146. Хотинков В.А., Струин А.О., Арабей А.Б. и др. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) // Наука и техника в газовой промышленности. - 2011. - № 4. - С. 79-86.
147. Фарбер В.М., Хотинков В.А., Морозова А.Н. и др. Диагностика изломов и энергоемкости разрушения высоковязких сталей при инструментальных испытаниях на ударный изгиб // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2015. - № 6 (720). - С. 22-25.
148. Фарбер В.М., Хотинков В.А., Морозова А.Н., Мартин Т. Расщепления и их вклад в ударную вязкость сталей класса прочности K65 (X80) // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2015. - № 8. - С. 39-44.
149. Гуляев А.П. К вопросу о механических свойствах конструкционных сталей // МИТОМ. - 1989. - № 7. - С. 6-8.
150. Симонов М.Ю., Ханов А.М., Шайманов Г.С. Влияние структуры на параметры изломов и характеристики сопротивления росту трещин при ударном нагружении низкоуглеродистых конструкционных сталей // . Вестник Пермского государственного технического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2011. – Т. 13. – № 1. – С. 106-116. .
151. Симонов М.Ю., Георгиев М.Н., Симонов Ю.Н., Ханов А.М., Шайманов Г.С. Оценка параметров рельефных составляющих изломов высоковязкой конструкционной стали 09Г2С после динамических испытаний // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2012. - № 11. – С. 45-50. .

152. 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 Тольяттинского государственного университета. – 2013. – № 3(25). – С. 267-269.
153. Арсенкин А.М. Оценка неоднородности вязкости конструкционных сталей по измерению строения изломов средствами различной размерности. Дисс. к.т.н. М.МИСиС. 2009. 109 с.
154. 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 24 Thirteenth International ASTM/ESIS Symposium . on Fatigue and Fracture Mechanics, Jacksonville, FL, USA, 13-15 November 2013.
155. Кудря А. В, Соколовская Э. А., Скородумов С.В., и др. Развитие процедур измерения неоднородности структур и разрушения (по геометрии излома) для классификации сталей по вязкости // Вектор науки ТГУ. – 2013. – № 3. – С. 198-201.
156. Шайманов Г. С., Симонов М. Ю., Симонов Ю. Н., Перцев А. С. Особенности поверхности разрушения стали 09Г2С после холодной радиальнойковки // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. . Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18. – № 3. – С. 119-134.
157. Симонов М. Ю., Симонов Ю. Н., Шайманов Г. С. Структура, динамическая трещиностойкость и микромеханизм роста трещин в трубных заготовках после деформационно-термической обработки // Физика металлов и материаловедение. - 2018. - Т. 119. - № 1. - С. 54-62.
158. Симонов М. Ю., Шайманов Г. С., Перцев А. С., Симонов Ю. Н., Князева А. Н., Шибанова К. А., Смирнов А. И. Влияние структуры на динамическую трещиностойкость и особенности микромеханизма роста трещины стали 35Х после холодной радиальнойковки // . Металловедение и термическая обработка металлов. – 2016. – № 2(728). – С. 24-32.

159. Шайманов Г. С., Симонов М. Ю., Перцев А. С., Симонов Ю. Н. Структура, механические свойства и особенности поверхности разрушения конструкционных сталей, подвергнутых деформационно-термической обработке // *Металлург.* - 2019. - № 5. - С. 62-74.
160. Симонов М.Ю., Георгиев М.Н., Симонов Ю.Н., Шайманов Г.С. Оценка размеров зоны пластической деформации высоковязких материалов после динамических испытаний методом систематического измерения микротвердости // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2012. – № 11(689). – С. 40-45.
161. Симонов М.Ю., Шайманов Г.С., Симонов Ю.Н. Формирование зон пластической деформации в закаленной и отпущенной стали 09Г2С во время динамических испытаний // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 2015. - № 12 (726). - С. 44-50.
162. Симонов М.Ю., Шайманов Г.С., Симонов Ю.Н., Ханов А.М. Возможность прогнозирования свойств высоковязких материалов путем комплексного анализа размера зон пластической деформации и других параметров стали 09Г2С // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2016. – № 2(728). – С. 49-54.
163. Симонов М.Ю., Георгиев М.Н., Шайманов Г.С., Симонов Ю.Н., Запорожан Р.С. Сравнительный анализ зон пластической деформации, динамической трещиностойкости, структуры и микромеханизмов роста трещины сталей 09Г2С, 25 и 40 в высоковязком состоянии // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 2016. - № 2(728). - С. 39-48.
164. Симонов М. Ю., Наймарк О. Б., Симонов Ю. Н., Георгиев М. Н., Шайманов Г. С., Карпова Д. Д., Билалов Д. А. Структурные аспекты зон пластической деформации. Часть I. Эффект адиабатического сдвига // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 2019. – № 10(772). – С. 43-53. .
165. М. Ю. Симонов, А. С. Перцев, Г. С. Шайманов, Ю. Н. Симонов Хладостойкость конструкционной стали, подвергнутой холодной радиальной ковке // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2019. – № 10(772). – С. 15-25.

166. Пат. 2598972 РФ: МПК G 01 N 3/30. Способ оценки физико-механических свойств высоковязких листовых конструкционных сталей: Ю. Н. Симонов, М. Ю. Симонов, Г. С. Шайманов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО «Пермский национальный . исследовательский политехнический университет». заявл. 18.06.2015 ; опубл. 10.10.2016 // Бюл. №28. 14 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1



Утверждаю

Технический директор

Р. М. Полежаев

«01» сентября 2021 г.

м.п.

Акт № 77 от 01.09.2021

Промышленного опробования результатов научно-исследовательской работы по теме «Исследование влияния деформационно-термической обработки на структуру, механические свойства и особенности изломов углеродистых и низколегированных конструкционных сталей»

Настоящим актом подтверждается, что совместная научная группа специалистов ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет» и АО «Элкам-нефтемаш» в период с 01.06.2021 по 31.08.2021 провела на базе АО «Элкам-нефтемаш» комплекс научно-технических работ (исследований), в рамках которых были опробованы эффективные технологические процессы обработки трубных промышленных заготовок, позволяющие повысить уровень прочности и надежности конструкционных материалов.

В ходе проведения научно-исследовательских работ прошли промышленную апробацию следующие технологии:

- деформационно-термическая обработка промышленных трубных заготовок, выполненных из углеродистых и низколегированных сталей в высокоотпущенном состоянии, включающая холодную радиальную ковку (ХРК) со степенью деформации $\varepsilon=55\%$ и последующий отжиг при температурах 300 °С и 600 °С.

Результатом опробования научно-исследовательских работ и технологических разработок стало изготовление в заводских условиях трубных заготовок конструкционных сталей в однородном ультрамелкозернистом состоянии. В таблице 1 приведены некоторые режимы деформационно-термической обработки (ДТО).

Полученные в промышленных условиях трубные заготовки из конструкционных сталей обладают сочетанием механических свойств, сравнимым с получаемым в лабораторных условиях методами интенсивной пластической деформации.

АО «ЭЛКАМ-нефтемаш»
614064, Россия, Пермь, Усольская, 15
Тел.: +7 (342) 249 54 75
Факс: +7 (342) 249 53 53
ИНН 5904001984 / КПП 590401001
Пермский филиал АО ЮниКредит Банк г.Пермь
Б/к 045773873
P/c 40702810700094265966
K/c 30101810400000000873

JSC «ELKAM-neftemash»
15, Usolskaya str, Perm, Russia, 614064
Tel.: 007 342 249 54 75
Fax: 007 342 249 53 53
TIN 5904001984 / TRC 590401001
JSC UniCredit Bank Perm Branch
BIN 045773873
P/c 40702810700094265966
C/c 30101810400000000873

Качество:



Таблица 1. Некоторые опробованные режимы ДТО трубных заготовок.

Марка стали	Исходная заготовка	Режим ДТО	Результат опробования
25	Труба Ø70 x 15 мм	№4	Повышение $\sigma_{0,2}$ и σ_B на 60% и 10% при незначительном снижении КСТ ⁺²⁰ и КСТ* относительно высокоотпущенного состояния
35Х		№4	Повышение $\sigma_{0,2}$ и σ_B на 40% и 5% при сохранении уровня КСТ ⁺²⁰ и КСТ* относительно высокоотпущенного состояния
		№3	Повышение $\sigma_{0,2}$ и σ_B на 80% и 30%, повышение КСТ ⁻²⁰ , КСТ ⁻⁶⁰ и КСТ ⁻¹⁰⁰ на 90%, 500% и 300% относительно высокоотпущенного состояния.
		№4	Повышение КСТ ⁻²⁰ , КСТ ⁻⁶⁰ и КСТ ⁻¹⁰⁰ на 200%, 500% и 100% относительно высокоотпущенного состояния.
Режим ДТО №1 – закалка и высокий отпуск; Режим ДТО №2 – ХРК с суммарной степенью обжатия $\epsilon \sim 55\%$. Режим ДТО №3 – последеформационный отжиг при температуре 300 °С; Режим ДТО №4 – последеформационный отжиг при темп. ~70 °С.			

Директор по качеству АО «Элкам-нефтемаш»

/С. Н. Мольцен

Ведущий специалист по качеству
АО «Элкам-нефтемаш»

/А. В. Кравченко

Заведующий кафедрой «Металловедение,
термическая и лазерная обработка металлов»
ПНИПУ, д.т.н., профессор

/М. Ю. Симонов

Директор лаборатории «Объединенная
лаборатория фундаментальных исследований
в материаловедении» ПНИПУ, к.т.н.

/М. Ю. Симонов

Старший преподаватель кафедры
«Металловедение, термическая и лазерная
обработка металлов» ПНИПУ

/Г. С. Шайманов