

На правах рукописи



Мерсон Евгений Дмитриевич

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ И ПРИРОДЫ
АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ
НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата
физико-математических наук

Тольятти – 2016

Работа выполнена в НИО-2 «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» Научно-исследовательского института прогрессивных технологий федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования «Тольяттинский государственный университет» (ФГБОУ ВО ТГУ).

Научный руководитель:

кандидат физико-математических наук
Виноградов Алексей Юрьевич

Официальные
оппоненты:

Людмила Рафаиловна Ботвина
доктор технических наук, профессор, главный научный
сотрудник Института металлургии и материаловедения
им. А. А. Байкова Российской академии наук

Астафурова Елена Геннадьевна
доктор физико-математических наук, доцент, ведущий
научный сотрудник Института физики прочности и
материаловедения Сибирского отделения Российской
академии наук

Ведущая организация:

Федеральное государственное унитарное предприятие
«Центральный научно-исследовательский институт
чёрной металлургии имени И. П. Бардина» (ФГУП
«ЦНИИчермет им. И.П.Бардина»), г. Москва.

Защита состоится 22 декабря 2016 г. в 15:30 на заседании диссертационного совета Д 212.132.08 на базе ФГАО УВО НИТУ «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» по адресу 119991, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, главный корпус, ауд. Б-607.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИТУ «МИСиС» и на сайте www.misis.ru

Автореферат разослан _____ 2016 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета
доктор физико-математических наук



Мухин С. И.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы: в мировой практике хорошо известно явление водородной хрупкости (ВХ) металлов. Особое внимание уделяется вопросам воздействия водорода на свойства сплавов на основе железа и, в частности, сталей, которые на сегодняшний день являются наиболее распространенным конструкционным материалом, применяемым в промышленности. Например, низкоуглеродистые стали широко используются для изготовления резервуаров, хранилищ, трубопроводов, эксплуатирующихся в условиях контакта с водородосодержащими средами. При этом ежегодно фиксируется большое количество отказов такого оборудования по причине ВХ. В связи с этим, разработка способов повышения сопротивляемости сталей к ВХ является актуальной задачей. Однако решить данную задачу возможно лишь при наличии глубокого понимания природы процессов, протекающих в стали под действием водорода, которые в итоге приводят к хрупкому разрушению изделия.

С момента публикации первой статьи на тему ВХ железа и сталей прошло чуть менее 150 лет. За это время изучением данной проблемы активно занимались как отечественные, так и зарубежные ученые (Колачев Б.А., Карпенко Г.В., Гольцов В.А., Арчаков Ю.И., Гельд П.В., Рябов Р.А., Шрейдер А.В., Полянский А.М., Мороз Л.С., Галактионова Н.А., Troiano A.R., Oriani R.A., Hirth J., Bernstein I.M., Zapffe C.A., Birnbaum H.K., Sofronis P., Robertson I.M., Lynch S.P., Gerberich W.W. и многие другие). Несмотря на огромное количество экспериментальных данных, накопленных с тех пор, единого мнения о механизме данного явления, в особенности, для класса низкоуглеродистых вязких сталей, до сих пор нет. Распространенной особенностью ВХ таких сталей является образование в изломе, так называемых, дефектов типа «рыбий глаз». Однако природа возникновения таких дефектов мало изучена. В частности, нет данных о влиянии концентрации и состояния водорода на их количество и размер, не исследована их эволюция в процессе нагружения материала, недостаточно подробно изучена морфология их поверхности, не ясен механизм роста трещин, приводящий к формированию такой морфологии. В целом, вопрос о механизме роста трещин под действием водорода остается, возможно, наиболее дискуссионным и ключевым, вообще, для всей проблемы ВХ. Для его описания предложено множество теорий, которые в настоящий момент активно обсуждаются в литературе. К сожалению, ни одна из них, по-прежнему, не может объяснить всех экспериментально наблюдаемых закономерностей.

Многолетний опыт исследователей показывает, что классических методов анализа разрушения, например, таких как фрактография, недостаточно для того, чтобы разобраться во всех тонкостях явления ВХ. Поэтому в последнее время все чаще для выяснения особенностей механизма ВХ привлекаются различные специальные методики и подходы. Одним из наиболее перспективных инструментов для изучения механизма ВХ является метод акустической эмиссии (АЭ). В настоящее время он с одинаковым успехом применяется как для исследований физических процессов, протекающих в материалах, так и для неразрушающего контроля и мониторинга состояния промышленных объектов и оборудования. Уникальность данного метода заключается в его чрезвычайно высокой чувствительности к процессам деформации и разрушения, протекающим в металле в реальном времени. В частности, неоднократно было показано, что с помощью метода АЭ можно проводить

оценку степени ВХ высокопрочных сталей. В то же время, существует сравнительно немного работ, посвященных влиянию водорода на АЭ в низкоуглеродистых вязких сталях, вероятно, во многом из-за противоречивости получаемых результатов. Так, в одних случаях одновременно с охрупчиванием таких сталей наблюдали повышение активности АЭ, а в других, наоборот – снижение. Причины такого неоднозначного характера влияния ВХ на поведение АЭ, по-видимому, не исследованы. Важно отметить, что помимо чисто фундаментального значения рассматриваемого вопроса, к нему также существует большой интерес и с практической точки зрения. Дело в том, что отсутствие понимания природы АЭ при ВХ низкоуглеродистых сталей ограничивает применение этого метода в целях неразрушающего контроля многих объектов, подверженных ВХ. Интерпретацию данных, полученных методом АЭ, часто, затрудняет недостаточный объем сведений о характере повреждений микроструктуры и особенностях поверхности разрушения испытанных сталей. Например, сведения о поведении АЭ в процессе роста дефектов «рыбий глаз», фактически, отсутствуют. Комплексное исследование, включающее: механические испытания образцов низкоуглеродистой стали с различными концентрациями водорода и микроструктурой, газовый и количественный фрактографический анализ, а также регистрацию и анализ АЭ, позволило бы существенно расширить представления о механизме ВХ.

Цель работы: расширить представления о механизме разрушения и природе акустической эмиссии при водородной хрупкости низкоуглеродистой стали.

В диссертационной работе были поставлены и решены следующие **исследовательские задачи:**

1. Провести анализ литературных источников и разработать подход к решению поставленной цели.

2. Подготовить образцы, а также оборудование и оснастку, необходимые для проведения запланированных исследований.

3. Получить зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода в низкоуглеродистой стали от плотности тока электролитического наводороживания.

4. Установить взаимосвязь между концентрацией водорода в вязкой низкоуглеродистой стали, степенью ее водородного охрупчивания и поведением АЭ в процессе ее одноосного растяжения.

5. Установить стадийность разрушения и кинетику накопления повреждений в процессе одноосного растяжения отожженной низкоуглеродистой стали, охрупченной водородом.

6. Провести подробное фрактографическое исследование для выявления механизма формирования рельефа поверхности разрушения отожженной низкоуглеродистой стали, охрупченной водородом.

7. Для сравнения установить особенности механизма разрушения и поведения АЭ в охрупченной водородом высокопрочной высокоуглеродистой стали.

Объект исследования: низкоуглеродистая сталь марки S235JR в отожженном состоянии

Предмет исследования: природа акустической эмиссии и механизм разрушения отожженной низкоуглеродистой стали, охрупченной водородом

Научная новизна:

- Установлено, что рост трещин, приводящий к появлению в изломе наводороженной отожженной низкоуглеродистой стали дефектов «рыбий глаз», происходит по «вязкому» механизму путем образования и слияния микропор в результате сильно локализованной перед устьем трещины пластической деформации. По этой причине формирование дефектов «рыбий глаз» – процесс сравнительно медленный, не характеризующийся единовременным высвобождением большого количества упругой энергии, и не сопровождающийся акустической эмиссией с амплитудой, достаточной для ее регистрации при помощи стандартной аппаратуры. Таким образом, как снижение, так и увеличение интенсивности акустической эмиссии, возникающее в результате наводороживания, напрямую не связано с процессом роста трещин «рыбий глаз».

- Впервые экспериментально доказано, что образование транскристаллитных фасеток на поверхности дефектов «рыбий глаз» не является следствием хрупкого разрушения в результате скола или квазискола (скола в структуре с высокой плотностью дислокаций).

- На основе исследования эволюции дефектов «рыбий глаз» в электролитически наводороженной низкоуглеродистой отожженной стали в процессе ее одноосного растяжения выяснено, что рост количества и площади данных дефектов начинается сразу после завершения площадки текучести на стадии деформационного упрочнения и интенсифицируется на стадии локализованной деформации.

- Впервые показано, что зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода в низкоуглеродистой стали от плотности тока электролитического наводороживания имеет сигмоидальный вид с тремя хорошо выраженными участками: 1) относительно медленного повышения концентрации водорода, 2) ее ускоренного роста и 3) насыщения, при этом изменение концентрации диффузионно-подвижного водорода в стали, главным образом, контролируется процессом формирования водородно-индуцированных трещин и блистеров.

- Разработана методика определения углов разориентировки фасеток на поверхности разрушения при помощи конфокальной лазерной сканирующей микроскопии.

Практическая значимость:

- Полученные в работе новые данные о поведении АЭ в охрупченных водородом низкоуглеродистой и высокопрочной высокоуглеродистой сталях, должны быть учтены при разработке методик неразрушающего контроля и мониторинга оборудования, эксплуатирующегося в условиях риска развития ВХ.

- Установленные особенности механизма роста трещин в присутствии водорода в низкоуглеродистой стали могут быть использованы при разработке сплавов и микроструктур устойчивых к ВХ.

- Выявленная зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода в низкоуглеродистой стали от плотности тока электролитического наводороживания будет полезна в лабораторных исследованиях при выборе режимов электролиза для насыщения образцов водородом.

- Предложенные в работе методы количественного анализа трехмерного рельефа поверхностей разрушения, включающие определение шероховатости, площади поверхности, а также измерение углов разориентировки фасеток являются эффективным инструментом в практике фрактографических исследований.

Методология и методы исследования:

Работа включала теоретическое изучение литературных источников и практические экспериментальные исследования различными методами, в том числе: газовый анализ методами плавления и экстракционного нагрева в потоке газа носителя, механические испытания по схеме одноосного растяжения и трехточечного изгиба, регистрацию и анализ сигналов АЭ, исследование изломов, микроструктуры и поверхности образцов при помощи сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ), а также метода анализа картин дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD).

Положения, выносимые на защиту:

1. Взаимосвязь особенностей механизма ВХ низкоуглеродистой отожженной стали с характером поведения АЭ в процессе ее одноосного растяжения.
2. Результаты качественного и количественного исследования топографии поверхности разрушения дефектов «рыбий глаз».
3. Описание эволюции дефектов «рыбий глаз» в процессе одноосного растяжения наводороженной низкоуглеродистой отожженной стали.
4. Зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода и степени повреждений в низкоуглеродистой стали от плотности тока электролитического наводороживания.

Связь работы с научными программами и темами:

Работа выполнена в Тольяттинском государственном университете на научно-исследовательской базе НИИ «Прогрессивных технологий» в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы», соглашение № 14.577.21.0145, уникальный идентификатор RFMEFI57714X0145, а также при поддержке грантов на проведение работ по постановлению Правительства РФ от 09.04.2010 № 220 «О государственной поддержке научных исследований, проводимых под руководством ведущих ученых в российских образовательных учреждениях высшего профессионального образования» № 11.G34.31.0031 (первая очередь), РФФИ мол_а «Мой первый грант» № 14-02-31052 и мол_нр № 14-32-50694.

Достоверность: полученных в работе результатов обеспечивается корректностью поставленных задач, использованием апробированных экспериментальных методов, а также обоснованностью используемых приближений и совпадением результатов теоретического анализа с имеющимися экспериментальными данными.

Апробация работы: основные результаты работы докладывались и обсуждались на международных и всероссийских конференциях: IV, V и VII Международных школах «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2009, 2011, 2016), X, XI, XV и XVI Международных научно-технических уральских школах-семинарах металловедов-молодых ученых (Екатеринбург 2009, 2010, 2014, 2015), VIII, IX и X Всероссийских школах-конференциях молодых ученых «КоМУ» (Ижевск, 2010, 2011, 2013), VI, VII и VIII Евразийских научно-практических

конференциях «Прочность неоднородных структур ПРОСТ» (Москва 2012, 2014, 2016), V Международной конференции с элементами научной школы для молодежи «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (Тамбов, 2010), World Conference on Acoustic Emission – 2011 (Пекин, Китай 2011), 12th International conference of the Slovenian society for non-destructive testing “Application of contemporary non-destructive testing in engineering” (Порторож, Словения 2013), 14th International Symposium on Metal-Hydrogen Systems: Fundamentals and Application (Манчестер, Англия 2014), XIX Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов» (Самара 2015), 21th European Conference on Fracture (Катания, Италия 2016), 11-й Международной школе-конференции молодых ученых и специалистов имени А.А. Курдюмова «Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами: эксперимент и математическое моделирование» (Петрозаводск, 2016).

Публикации:

Результаты диссертации опубликованы в 30 работах из них 8 в рецензируемых изданиях, входящих в систему цитирования WoS и Scopus и рекомендованных ВАК РФ. Получено 2 патента РФ.

Личный вклад автора:

Личный вклад автора состоит в анализе литературных источников и состояния проблемы, постановке целей и задач исследования, подготовке основной части образцов, проведении 95% всех экспериментальных исследований и обработке полученных результатов. Автором лично были представлены результаты проведенных испытаний и исследований в форме устных докладов на региональных и международных конференциях. Обсуждение и интерпретация результатов проводилась автором совместно с научным руководителем и соавторами публикаций.

Структура и объем диссертации: диссертация изложена на 161 странице машинописного текста, включает 80 рисунков и 7 таблиц. Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, заключения, списка литературы, содержащего 224 наименования.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении описана актуальность работы, сформулированы ее цель и задачи, отмечены научная новизна и практическая значимость исследования, перечислены основные положения, выносимые на защиту.

В первой главе приведен обзор литературных данных, касающихся проблем взаимодействия водорода с металлами и сплавами, в частности, сталями. **В параграфе 1.1** подробно изложены особенности процесса наводороживания сталей. **Параграф 1.2** посвящен проблеме ВХ сталей, в нем подробно рассмотрены особенности необратимой и обратимой ВХ, перечислены основные механизмы, предложенные для объяснения данных явлений, отмечены существующие проблемы и противоречия в актуальных на сегодняшний день теориях. **В параграфе 1.3** рассмотрены основы метода АЭ, а также современное состояние проблемы его применения для исследования ВХ сталей.

Во второй главе описаны материалы и исследовательские методы, применявшиеся в диссертационной работе. **В параграфе 2.1** указано, что в качестве основного материала исследования использовали промышленную низкоуглеродистую сталь марки S235JR, полученную в состоянии поставки после горячей прокатки и

нормализации. Помимо этого, для сравнения, часть исследований проводили на высокоуглеродистой стали марки 70. **В параграфе 2.2** описаны типы, методика подготовки и назначение применявшихся образцов. Из листа стали S235JR толщиной 2,5 мм были вырезаны образцы 2-х типов: 1) размером 20x5 мм², для установления влияния плотности тока электролитического наводороживания на концентрацию диффузионно-подвижного водорода и повреждения в стали и 2) 50x10 мм² с рабочей частью 15x4 мм² для испытаний на растяжение с одновременной регистрацией АЭ и последующим фрактографическим анализом. Часть образцов первого типа и все образцы второго типа отжигали в вакууме при 950 °С в течение 30 мин. Прямоугольные плоские образцы стали 70 размером 120x20x1,8 мм³, предназначенные для испытаний на трехточечный изгиб, подвергали закалке от 850 °С, низкому отпуску при 240 °С в течение 1 часа и основному отпуску при 450 °С, в течение 2 часов. **В параграфе 2.3**, описана методика наводороживания образцов. Насыщение водородом образцов стали S235JR проводили электролитическим методом в 5% растворе H₂SO₄ + 1,5 г/л тиомочевины (стимулятор наводороживания). Для изменения концентрации водорода варьировали плотность тока i в диапазоне от 20 до 600 мА/см². Время наводороживания и температура электролита при этом всегда оставались постоянными и составляли 60 мин и 22 °С, соответственно. Наводороживание образцов стали 70 происходило в процессе нанесения на них гальванического цинкового покрытия. **В параграфе 2.4** приведена методика газового анализа. Анализ полного содержания водорода в стали C_H , а также концентрации диффузионно-подвижного водорода $C_{H}^{Диф}$ производили, соответственно, методами плавления и экстракции в потоке газа носителя N₂ при помощи газоанализатора Galileo G8, Bruker. Основываясь на результатах предварительных испытаний для определения концентрации $C_{H}^{Диф}$ был выбран следующий режим экстракции: 1) нагрев до 200 °С с постоянной скоростью 17 °С/мин, 2) выдержка при 200 °С в течение 15 минут. Остаточная полная концентрация водорода C_H в стали после экстракции по такому режиму не превышала 1 ppm. Время от окончания наводороживания до начала газового анализа или испытания на растяжение составляло 4-5 минут. **В параграфе 2.5** описана методика механических испытаний. Одноосное растяжение отожженных образцов стали S235JR до и после наводороживания при различных плотностях тока проводили с помощью универсальной испытательной машины H50КТ, Tinius Olsen в диапазоне скоростей деформации от $6 \cdot 10^{-4}$ до $2 \cdot 10^{-1}$ с⁻¹ (0,5 – 150 мм/мин). Испытания образцов стали 70 проводили по схеме трехточечного изгиба на разрывной машине 1231У-10 при трех различных начальных скоростях деформирования: “низкой” $\dot{\epsilon}=3 \cdot 10^{-6}$ с⁻¹, “средней” $\dot{\epsilon}=3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ и “высокой” $\dot{\epsilon}=3 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹. **В параграфе 2.6** описана методика регистрации АЭ. Все испытания на одноосное растяжение и трехточечный изгиб сопровождалась регистрацией АЭ при помощи систем, разработанных и собранных в ТГУ (г. Тольятти). При испытаниях на растяжение стали S235JR потоковую запись сигнала АЭ («стрима») вели беспороговым методом в полосе частот 1-2000 кГц с частотой дискретизации 5МГц при помощи 18-битной платы АЦП PCI-2 (РАС) и мультирезонансного пьезоэлектрического датчика АЭ. Общее усиление системы составляло 66 дБ. В ходе программной обработки стрим разбивался на отдельные короткие участки равной длины (≈ 2 мс) – фреймы. Для каждого фрейма осуществлялось быстрое преобразование Фурье и вычислялась кривая спектральной

плотности мощности, из которой затем получали значения энергии E фрэйма. При испытаниях образцов стали 70 на трехточечный изгиб регистрировали отдельные сигналы АЭ по порогу с частотой дискретизации 6,25 МГц, а также вели непрерывную запись среднеквадратичного значения сигнала АЭ U_{rms} с частотой дискретизации 100 Гц. В качестве датчика АЭ использовали широкополосный пьезоэлектрического датчика АЭ. Общее усиление системы составляло 67 дБ. В параграфе 2.7 описаны методы микроскопии, использованные в работе, принцип работы конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ), а также процедура цифрового автоматизированного подсчета площади образцов занятой блистерами и методика анализа углов разориентировки и размера фасеток в изломах. Для анализа поверхности изломов использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) SIGMA фирмы Karl Zeiss и КЛСМ Lext OLS4000 фирмы Olympus. Для получения и анализа картин дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD) применялось оборудование, встроенное в СЭМ SIGMA и программное обеспечение фирмы EDAX. КЛСМ позволяет получать, как обычные металлографические 2D снимки, так и изображения, каждая точка которых содержит точные x , y и z координаты. Таким образом, достигается возможность проводить анализ 3D рельефа поверхности объекта. КЛСМ применяли для съемки изломов наводороженных образцов стали S235JR и для сравнения образцов той же стали испытанной в жидком азоте. С использованием полученных 3D изображений и программного обеспечения, разработанного в НИТУ МИСиС, был проведен анализ размера фасеток и углов их наклона для образцов обоих типов. Кроме того, измеряли шероховатость поверхности изломов. Также КЛСМ использовали для получения панорамных снимков поверхности образцов стали S235JR после наводороживания и газового анализа. После предварительной обработки полученных изображений с помощью программного пакета Thixomet проводилась оценка суммарной площади блистеров на поверхности образцов. Зная площадь поверхности образца, получали относительную площадь блистеров S_b .

В третьей главе описаны исходные механические свойства и микроструктура низкоуглеродистой стали, приведены результаты анализа повреждений микроструктуры и поверхности образцов, возникающих в результате наводороживания, а также экспериментальные данные полученные методом газового анализа. В параграфе 3.1 показано, что сталь S235JR, как в состоянии поставки, так и после вакуумного отжига имеет феррито-перлитную микроструктуру. Вакуумный отжиг закономерно приводит к увеличению размера зерна и относительного удлинения, снижению твердости, а также пределов текучести и прочности. В параграфе 3.2. рассмотрено влияние плотности тока наводороживания на повреждения в стали. Установлено, что при некоторой критической плотности тока i_b на поверхности образцов начинается активное образование характерных вздутий – т.н. блистеров. Величина i_b растет с увеличением прочности стали. Для образцов в состоянии поставки она составляет ≈ 250 мА/см² (рис. 1а). Блистеринг отожженной стали начинается при меньшей $i_b \approx 130$ мА/см² и происходит значительно более интенсивно. Так, при $i = 300$ мА/см² площадь поверхности отожженных образцов, покрытая блистерами (S_b), составляет около 40%, тогда как для упрочненных образцов при той же плотности тока S_b не превышает 4%. При одинаковой для обоих типов образцов плотности тока $i_s \approx 350$ мА/см² S_b перестает меняться. В параграфе 3.3

показано, что график зависимости $C_{H}^{Диф}$ от i , фактически, имеет тот же вид, что и S_b от i (рис. 1б). В интервале $i < i_b$ концентрация диффузионно-подвижного водорода в стали растет относительно медленно и линейно, затем при плотности тока i_b начинается ее ускоренный рост, а при i_s графики на рис. 1 выходят на насыщение. При этом на участке $i_s > i > i_b$ $C_{H}^{Диф}$ в отожженных образцах возрастает в 20 раз (с 3 до 60 ppm), а в стали в состоянии поставки она увеличивается всего на 10 ppm (с 6 до 16 ppm). Таким образом, установлено, что наблюдается четкая корреляция концентрации диффузионно-подвижного водорода с площадью блистеров на поверхности.

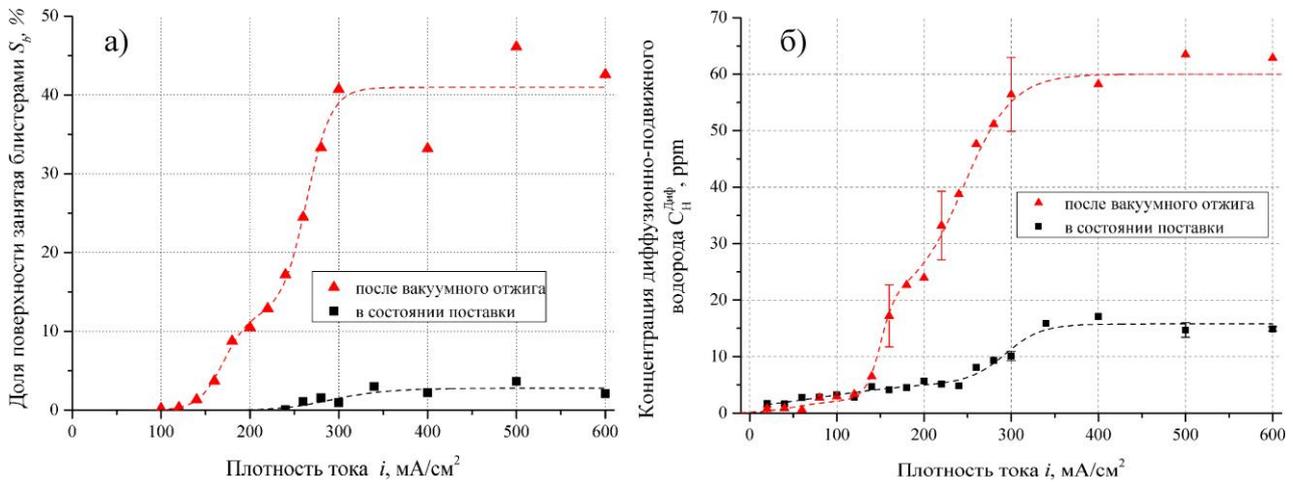


Рисунок 1 – Влияние плотности тока наводороживания i на относительную площадь блистеров S_b – а) и концентрацию диффузионно-подвижного водорода $C_{H}^{Диф}$ – б) в низкоуглеродистой стали

В параграфе 3.4 приведены результаты исследования влияния i на вид экстракционных кривых водорода. Отмечено, что при $i=20$ mA/cm² на экстракционной кривой наблюдается один хорошо выраженный пик. С увеличением i возрастает асимметрия экстракционной кривой и вплоть до i_s ее центрост T_c смещается к более высоким температурам. В интервале $i < i_b$ как в отожженных, так и в упрочненных образцах температура пика T_p практически не меняется и составляет 100 °C, при i_b температура пика начинает резко смещаться и на участке $i > i_s$ T_p для отожженных образцов составляет 176 ± 6 °C, а для упрочненных 141 ± 2 °C. Смещение экстракционной кривой к более высоким температурам свидетельствует о том, что блистеринг сопровождается увеличением энергии связи водорода в стали. В параграфе 3.5 рассчитана энергия активации водорода, соответствующая экстракционным кривым для отожженных образцов, наводороженных при 20 и 300 mA/cm². Для этого экстракцию водорода производили при разных скоростях нагрева ϕ , что приводило к смещению пика к более высоким температурам. Используя найденные значения T_p при разных ϕ , а также известное соотношение (1) была рассчитана энергия активации водорода E_a . Для пиков, наблюдаемых после наводороживания при 20 и 300 mA/cm² E_a оказалась равна 17,6 и 38,4 кДж/моль, соответственно, что согласно литературным данным соответствует водороду, находящемуся на границах зерен и в порах, соответственно.

$$\frac{\partial \ln(\phi/T_p)}{\partial (1/T_p)} = -\frac{E_a}{R} \quad (1)$$

В параграфе 3.6 на основе обсуждения, полученных в главе III результатов, предложена физическая модель для объяснения вида, экспериментально полученных зависимостей. В параграфе 3.7 приведены основные выводы по главе III.

В четвертой главе рассмотрено влияние концентрации диффузионно-подвижного водорода на механические свойства низкоуглеродистой стали S235JR в отожженном состоянии, общий вид излома ее образцов, и поведение АЭ в процессе их растяжения. В параграфе 4.1 показано, что в результате наводороживания диаграммы растяжения образцов претерпевают существенные изменения: происходит сокращение площадки текучести, участков деформационного упрочнения и локализованной деформации. Однако изменение протяженности каждого из участков в зависимости от $C_H^{Диф}$ происходит по-разному. Согласно графику, представленному на рис. 2а, протяженность площадки текучести ε_T и участка локализованной деформации ε_1 резко сокращаются (более чем на 75%) уже при относительно небольших концентрациях водорода (<10 ppm) и при дальнейшем увеличении $C_H^{Диф}$ меняются слабо. В то же время, протяженность участка деформационного упрочнения ε_{sw} уменьшается прямо пропорционально концентрации водорода во всем исследованном диапазоне $C_H^{Диф}$. Падение пластичности стали наводороженной при одной и той же плотности тока усиливается с уменьшением скорости деформации.

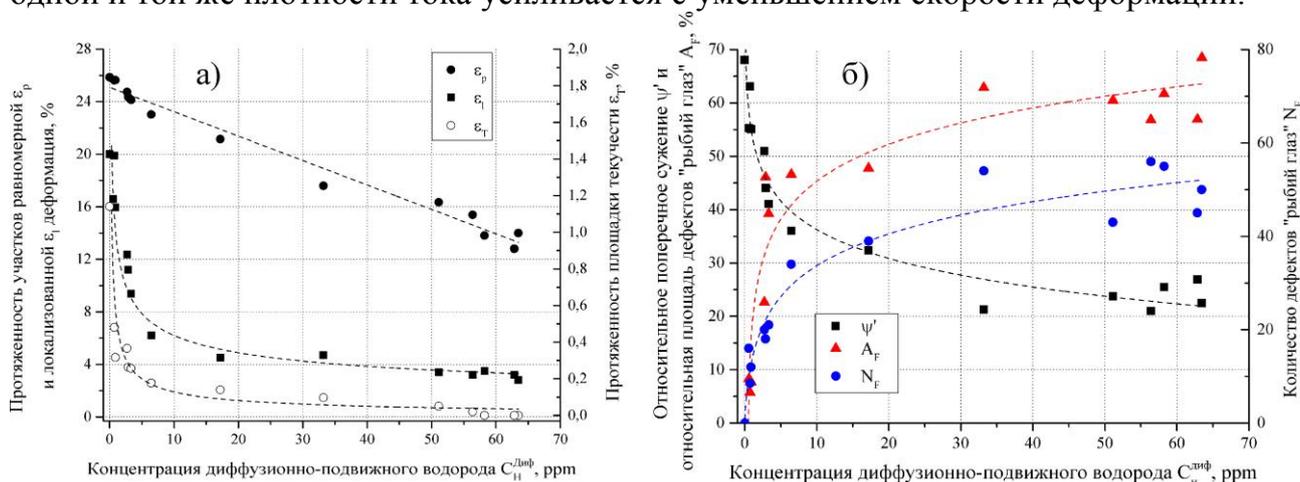


Рисунок 2 – Влияние концентрации диффузионно-подвижного водорода на протяженность различных участков диаграммы растяжения образцов отожженной низкоуглеродистой стали – а); их относительное поперечное сужение, количество и относительную площадь дефектов «рыбий глаз» в их изломах – б)

В параграфе 4.2 приведены данные качественного и количественного фрактографического анализа в масштабе всего излома. Установлено, что наводороживание приводит к появлению в вязком ямочном изломе характерных светлых участков квази-хрупкого разрушения эллипсовидной формы – т.н. дефектов типа «рыбий глаз», количество и размер которых растут с увеличением плотности тока наводороживания (рис. 3). Измерив, площадь проекции изломов S , а также площадь и количество дефектов «рыбий глаз», соответственно S_F и N_F , вычисляли относительное поперечное сужение образцов ψ' и долю площади поверхности излома, занятую дефектами «рыбий глаз» $A_F=100\% \cdot S/S_F$. Обнаружено, что уже при небольших концентрациях водорода (<10 ppm), количество и площадь дефектов резко возрастает, а поперечное сужение образцов падает (рис. 2б). При дальнейшем увеличении $C_H^{Диф}$ данные характеристики постепенно выходят на насыщение.

Фактически, с ростом концентрации водорода поперечное сужение изменяется аналогично протяженности участка локализованной деформации ε_1 . В то же время, ψ' и ε_1 уменьшаются пропорционально увеличению относительной площади дефектов «рыбий глаз» A_F .

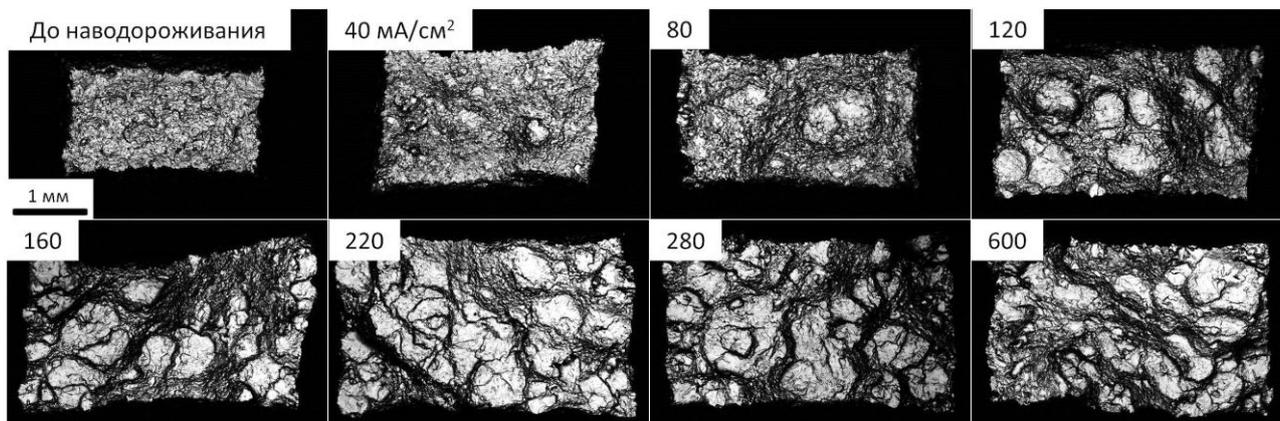


Рисунок 3 – Влияние плотности тока наводороживания (значения в mA/cm^2 приведены на снимках) на общий вид излома стали S235JR в отожженном состоянии

В параграфе 4.3 изложены результаты, полученные с помощью метода АЭ. Показано, что наводороживание сложным образом влияет на поведение АЭ. При увеличении $C_H^{\text{Диф}}$ до 10 ppm высота пика энергии АЭ в области площадки текучести резко падает (рис. 4 и рис. 5а). При этом установлено, что величина данных параметров уменьшается строго пропорционально сокращению протяженности площадки текучести. В то же время поведение АЭ в области диаграммы растяжения после площадки текучести в интервале плотностей тока, соответствующих данным концентрациям водорода, практически не претерпевает изменений (рис. 4). При увеличении $C_H^{\text{Диф}}$ средняя интенсивность АЭ \bar{I} (суммарная энергия АЭ приведенная к полной деформации образца до разрушения) сначала немного снижается (за счет уменьшения энергии АЭ в области площадки текучести), затем практически не меняется и только при очень высоких $C_H^{\text{Диф}}$ (>30 ppm) происходит ее резкое увеличение (рис. 5б). Таким образом, увеличение интенсивности АЭ начинается при тех концентрациях водорода, при которых степень ВХ стали уже, фактически, достигла предела (рис. 2а и б). Следовательно, увеличение интенсивности АЭ в данном случае не может быть связано с процессом роста дефектов «рыбий глаз». В параграфе 4.4 рассмотрено влияние дегазации на механические свойства, излом и поведение АЭ при одноосном растяжении стали. Установлено, что, если сразу после наводороживания провести дегазацию образца, то диаграмма растяжения стали приобретает почти такой же вид как у образца, не подвергавшегося наводороживанию. Необратимым эффект наводороживания оказывается только для площадки текучести и связанной с ней АЭ. При этом дефекты «рыбий глаз» в изломах отсутствуют. На основе полученных результатов сделано несколько важных выводов: 1) дефекты «рыбий глаз» образуются непосредственно в процессе растяжения стали под действием диффузионно-подвижного водорода; 2) блистеры и трещины, возникающие в результате наводороживания, сами по себе не оказывают существенного влияния на механические свойства стали, вместо этого они играют роль ловушек диффузионно-подвижного водорода, который в процессе деформации

активирует рост дефектов «рыбий глаз»; 3) сокращение площадки текучести и связанное с этим снижение энергии АЭ не связано напрямую с обратимой ВХ стали.

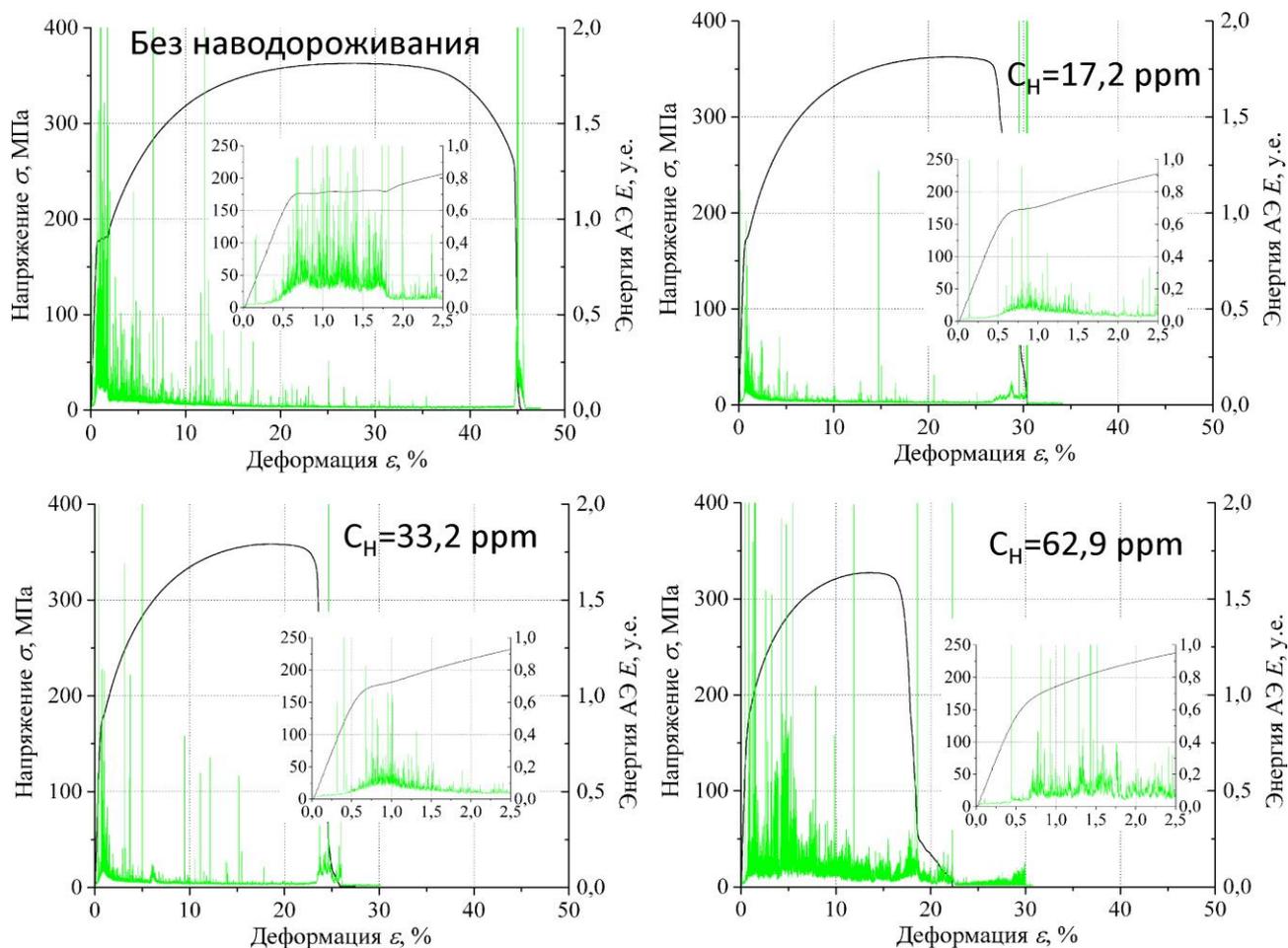


Рисунок 4 – Влияние плотности тока наводороживания на диаграммы растяжения и изменения мгновенных значений энергии сигналов АЭ

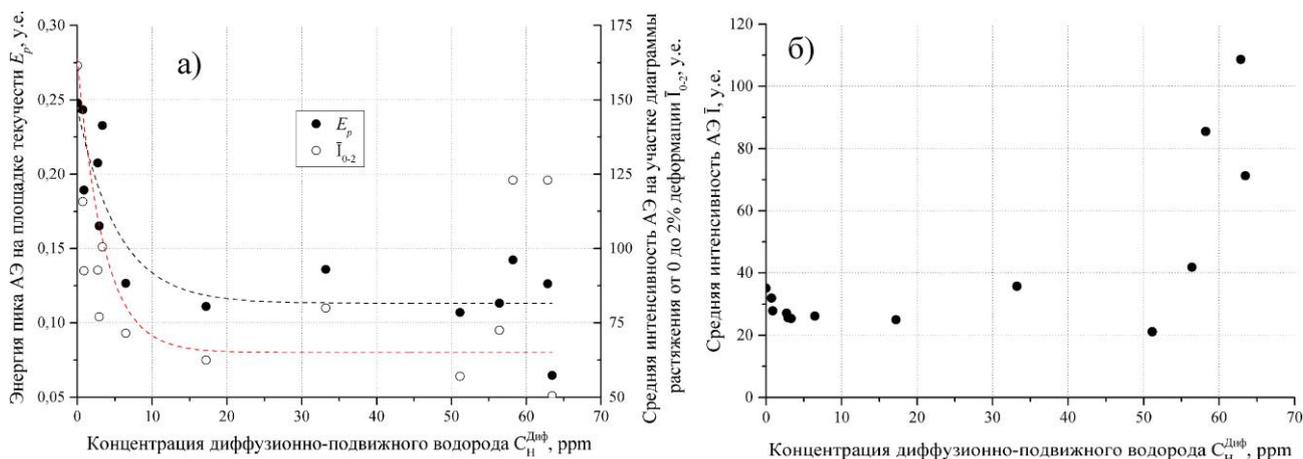


Рисунок 5 – Влияние концентрации водорода на высоту (энергию) пика и среднюю интенсивность АЭ в области площадки текучести (от 0 до 2% деформации) – а) и среднюю интенсивность АЭ в течение всего испытания на растяжение – б)

В параграфе 4.5 описана эволюция дефектов «рыбий глаз» в процессе растяжения стали. Для этого была использована следующая методика: образцы наводороживали при одной и той же плотности тока, затем подвергали растяжению

до разных заданных деформаций, после чего разгружали, производили дегазацию, повторно нагружали до разрушения и проводили анализ излома. При такой методике в изломе можно было наблюдать дефекты «рыбий глаз», развитие которых «замораживалось» на той стадии деформации образца, при которой из него был удален водород (рис. 6). Было установлено, что формирование данных дефектов начинается на стадии деформационного упрочнения сразу после площадки текучести. На стадии локализованной деформации происходит интенсификация роста количества и размера дефектов «рыбий глаз».

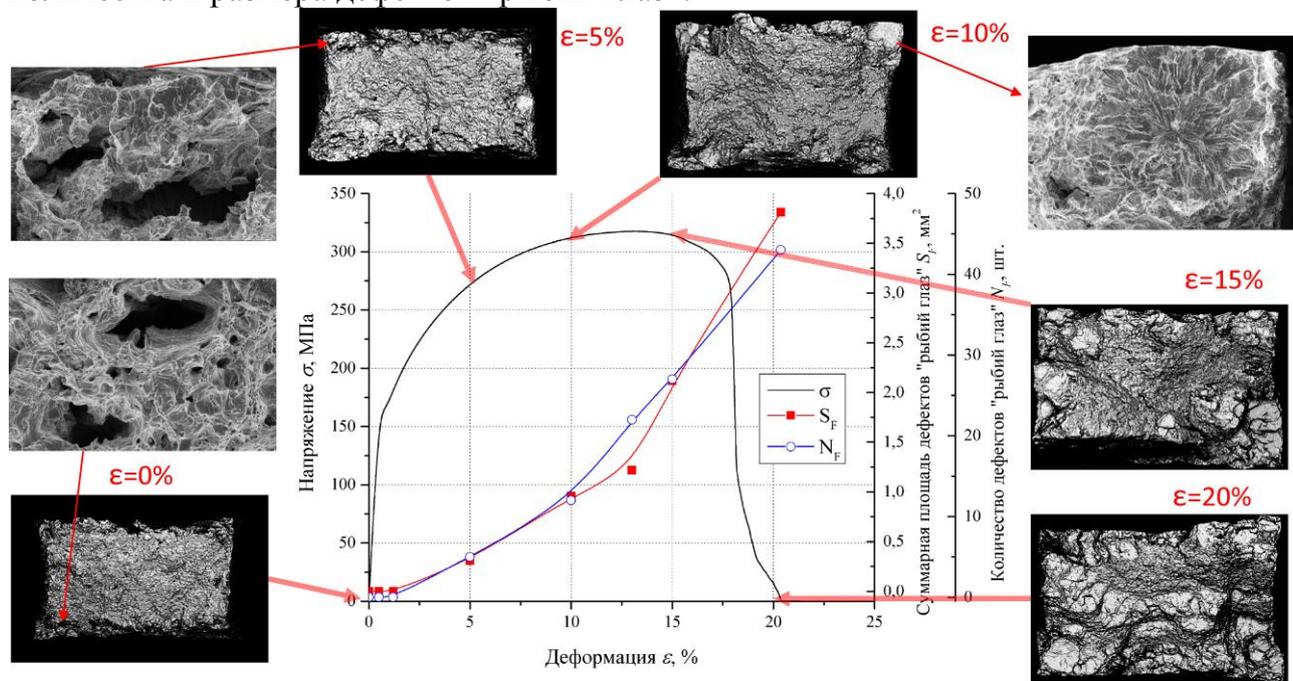


Рисунок 6 – Эволюция дефектов «рыбий глаз» в процессе растяжения наводороженной отожженной низкоуглеродистой стали

В параграфе 4.6 приведено обсуждение полученных результатов, из которого следует, что в зависимости от концентрации водорода в одной и той же стали интенсивность АЭ может, как увеличиваться, так и снижаться. Однако ни один из этих эффектов не связан напрямую с обратимой ВХ, т.е. процессом роста трещин «рыбий глаз». Предположительно, снижение интенсивности АЭ в области площадки текучести и сокращение протяженности последней вызвано наклепом поверхностного слоя в результате наводороживания. В свою очередь, увеличение интенсивности АЭ может быть связано с выходом водорода из образца. Если рост трещин «рыбий глаз» не вызывает интенсивной АЭ, то значит этот процесс не сопровождается одновременным высвобождением большого количества упругой энергии и протекает сравнительно медленно, как, например, при вязком разрушении. На основе этих рассуждений сделано предположение о том, что рост трещин «рыбий глаз» протекает по механизму образования и слияния микропор, что согласуется с рядом предложенных ранее теорий. Для проверки данного предположения проведено детальное фрактографическое исследование, результаты которого приведены в следующей главе. В параграфе 4.7 приведены основные выводы по четвертой главе.

В пятой главе приведены результаты подробного исследования: рельефа поверхности дефектов «рыбий глаз», морфологии отдельных специфических фасеток, из которых состоит эта поверхность, а также микроструктуры непосредственно под

поверхностью излома и трещин. Поскольку фасетки, обнаруженные в наводороженной стали (рис. 7а), оказались внешне похожи на фасетки скола или квазискола, то для сравнения аналогичное фрактографическое исследование было проведено на образцах той же стали, испытанных в жидком азоте, излом которых был образован по классическому механизму скола (рис. 7б). **В параграфе 5.1** рассмотрены результаты EBSD-анализа микроструктуры образцов до наводороживания и механических испытания. Показано, что разориентировка зерен в стали близка к случайной. **В параграфе 5.2** приведены результаты фрактографического исследования образцов, испытанных в жидком азоте. При помощи методов СЭМ, КЛСМ и EBSD установлено, что разрушение в этом случае происходило с образованием типичной поверхности скола, которая характеризуется следующими особенностями: 1) ориентация трещин скола на поперечном шлифе совпадает с ориентацией кристаллографических плоскостей зерен, наиболее вероятно, принадлежащих семейству $\{100\}$ (рис. 8а); 2) большинство фасеток и трещин скола внутри одного зерна либо параллельны, либо перпендикулярны друг другу (рис. 8а); 3) углы разориентировки между смежными фасетками скола, принадлежащими разным зернам, имеют случайное (нормальное) распределение и варьируются в широком интервале от 0 до 90° (рис. 8б); 4) диаметр фасеток скола в среднем совпадает с диаметром зерен; 5) на поверхности фасеток скола присутствует классический речной узор, состоящий из непересекающихся линий – ступенек (рис. 7б). **В параграфе 5.3** полностью подтверждена гипотеза о «вязком» механизме роста трещин «рыбий глаз». Так, на снимках, полученных на поперечном шлифе с помощью метода EBSD, хорошо видно, что распространение трещины в наводороженной стали происходит путем образования и слияния микропор (рис. 9а), а не за счет хрупкого отрыва двух частей кристалла, как в случае скола. О существенной роли пластической деформации в механизме ВХ, также свидетельствует сильное искажение микроструктуры металла и наличие множества малоугловых дислокационных границ вблизи берегов трещины (рис. 9а). Как показало фрактографическое исследование, такой механизм роста трещин обуславливает ряд характерных особенностей поверхности разрушения в пределах дефектов «рыбий глаз», наличие которых доказывает ее принципиальное отличие от поверхности скола. Как видно на рис. 9а, в наводороженном образце трещина легко «петляет» внутри зерна и, в то же время, может практически не отклоняться от своего основного направления при переходе через границы зерен. Согласно данным, полученным с помощью КЛСМ, это приводит к тому, что в масштабе нескольких фасеток поверхность разрушения наводороженного образца гораздо менее угловатая (рис. 9б), ее шероховатость в 3 раза ниже, а средний угол разориентировки фасеток, составляющий $19 \pm 11^\circ$, в 2 раза ниже, в сравнении с поверхностью скола. Кроме того, распределение углов разориентировки фасеток имеет логнормальный, а не нормальный вид, как у фасеток скола. В то же время в масштабе одной фасетки поверхность разрушения наводороженных образцов, наоборот, имеет гораздо менее плоский рельеф. Фактически, некоторые такие «псевдо-фасетки» имеют криволинейный профиль. **В параграфе 5.4.** приведено обсуждение полученных результатов и предложена модель формирования рельефа дефектов «рыбий глаз». Описан предположительный механизм формирования рельефа фасеток в наводороженной стали. **В параграфе 5.5** приведены основные выводы по главе 5.

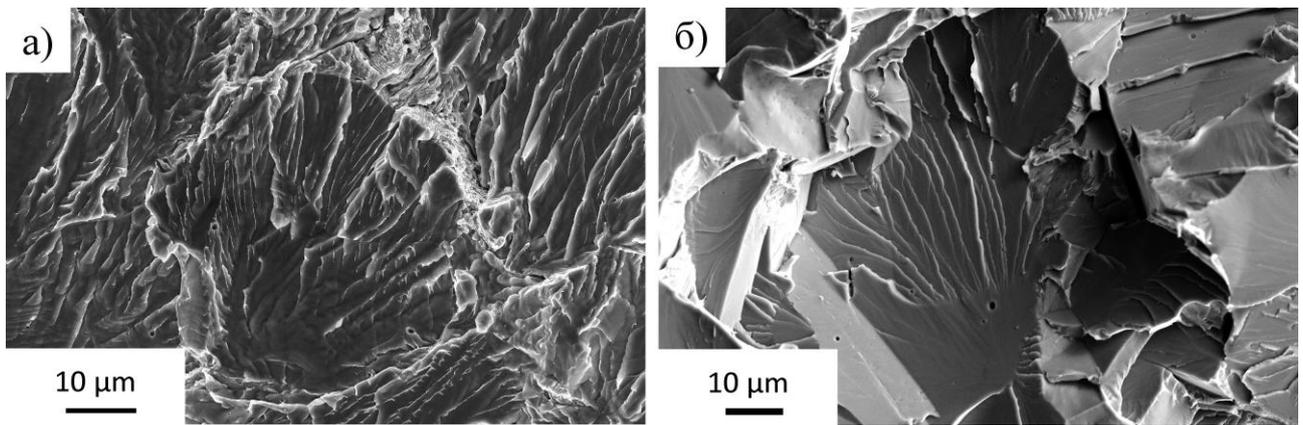


Рисунок 7 – Фасетки в изломе наводороженной стали – а) и в изломе той же стали, испытанной в жидком азоте – б)

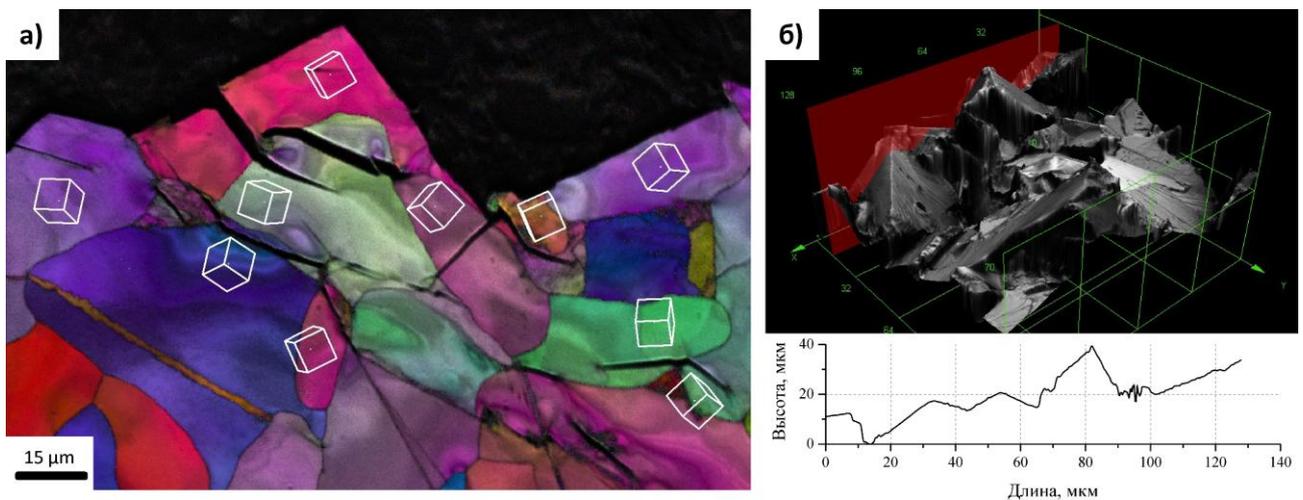


Рисунок 8 – Поперечное сечение (EBSD) – а) и рельеф поверхности разрушения (КЛСМ) – б) образца, испытанного в жидком азоте

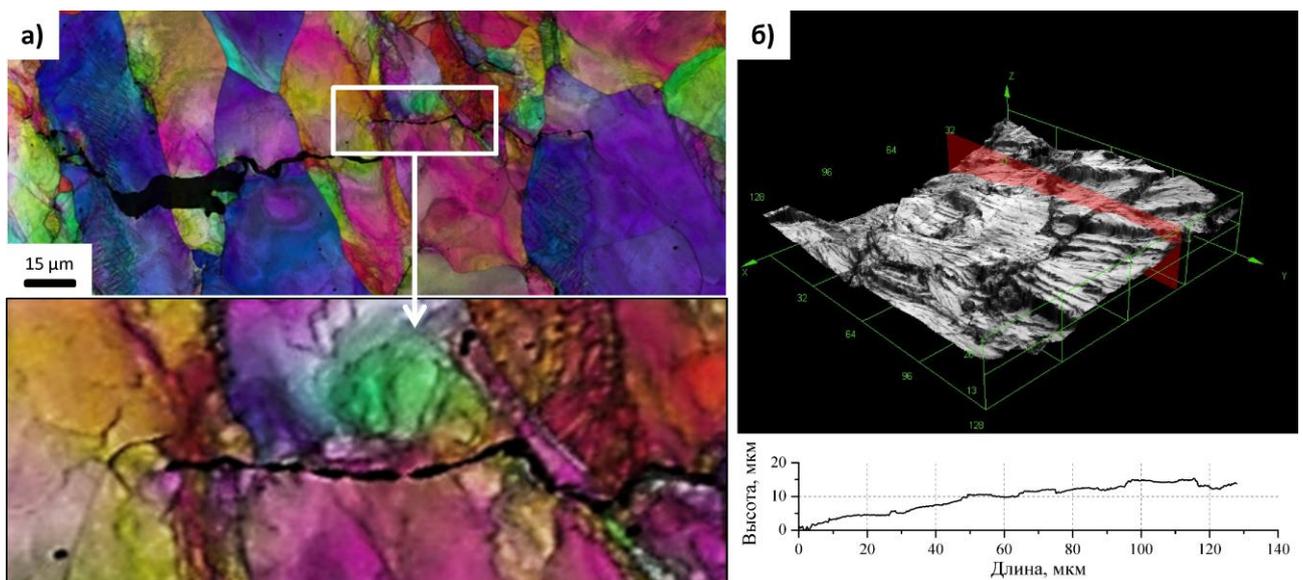


Рисунок 9 – Поперечное сечение (EBSD) – а) и рельеф поверхности (КЛСМ) – б) трещин «рыбий глаз» в наводороженном образце

В шестой главе для сравнения продемонстрированы особенности поведения АЭ и механизма разрушения при ВХ высокоуглеродистой стали в высокопрочном состоянии. В параграфе 6.1 показано, что увеличение концентрации водорода вследствие электролитического цинкования, приводит к снижению пластичности стали (максимального прогиба до разрушения Δ_{max}), которое усиливается с уменьшением скорости деформирования (рис. 10). Следовательно, проявляется обратимая ВХ. В параграфе 6.2 установлено, что снижение пластичности стали сопровождается увеличением хрупкой межзеренной составляющей в ее изломе (рис. 11). В параграфе 6.3 показано, что при испытании образцов в исходном состоянии в области площадки текучести на диаграмме изгиба наблюдается пик U_{rms} АЭ, высота которого снижается с уменьшением скорости деформирования (рис. 10а, в). АЭ при этом имеет непрерывный характер. В результате наводороживания пик U_{rms} из области условного предела текучести, смещается в область квазиупругих деформаций (рис. 10б, г). При этом в несколько раз возрастает его высота, а также количество дискретных сигналов АЭ. Как и в случае исходных образцов, снижение скорости деформирования приводит к уменьшению высоты пика U_{rms} и увеличению количества дискретных сигналов АЭ.

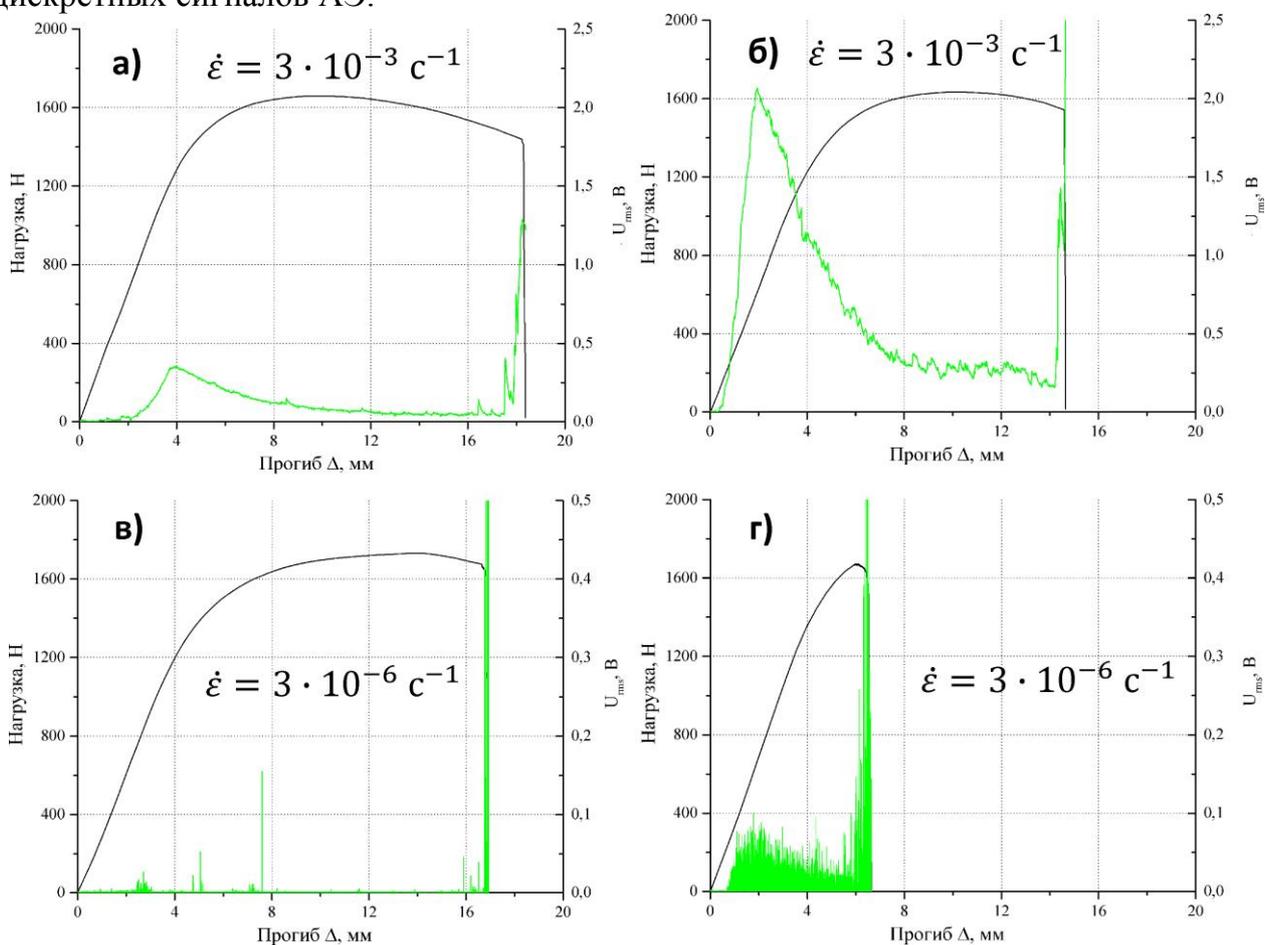


Рисунок 10 – Кривые изгиба и диаграммы изменения U_{rms} для образцов стали 70 до – а, в) и после – б, г) наводороживания, испытанных при разных скоростях деформирования

В параграфе 6.4 на основе обсуждения полученных результатов сделан вывод о том, что при испытании образцов высокопрочной стали 70 до и после цинкования имеются два основных источника АЭ: 1) пластическая деформация, вызывающая АЭ

непрерывного типа в форме пика U_{rms} и 2) межзеренное растрескивание, сопровождающееся АЭ импульсного дискретного характера, которая в результате наложения на пик U_{rms} его видоизменяет. При низкой скорости деформирования пластическая деформация сильно растянута во времени и вклад от нее в общий уровень АЭ небольшой, поэтому в случае наводороженных образцов пик состоит только из отдельных дискретных сигналов АЭ. Зная, что такие сигналы связаны, в основном, с межзеренным растрескиванием, можно установить стадийность и кинетику разрушения охрупченной водородом высокопрочной стали. Были установлены следующие стадии разрушения (рис. 12): I – инкубационный период (активность АЭ отсутствует, происходит зарождение микротрещин); II – стадия возрастания активности АЭ (скорость накопления повреждений растет); III – стадия постоянной активности АЭ (скорость накопления повреждений неизменна); IV – стадия снижения активности АЭ (интенсивность растрескивания снижается, происходит вязкое объединение трещин); V – резкого увеличения энергии сигналов АЭ (закритический рост трещины и разрушение). В параграфе 6.5 приведены выводы по главе 6.

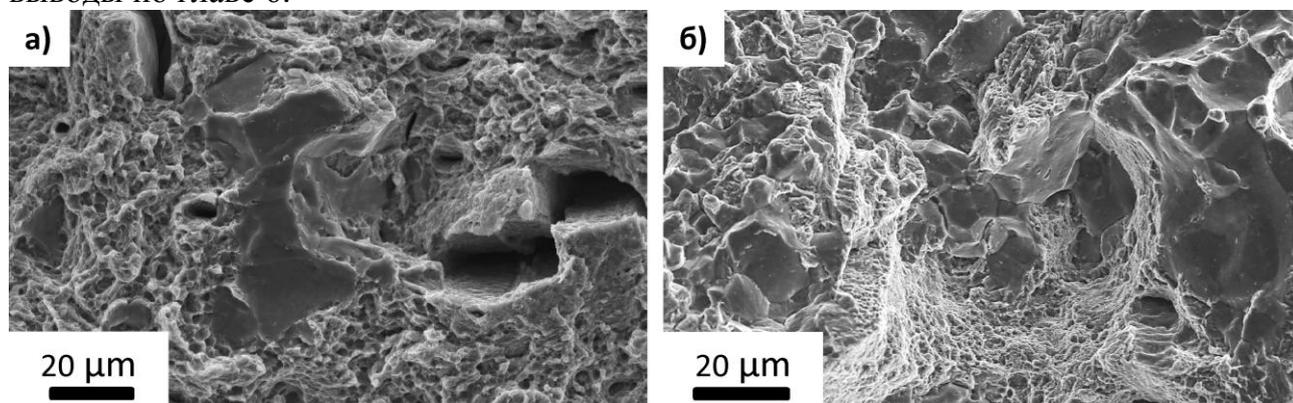


Рисунок 11 – Фрагменты изломов стали 70 в высокопрочном состоянии до – а) и после цинкования – б)

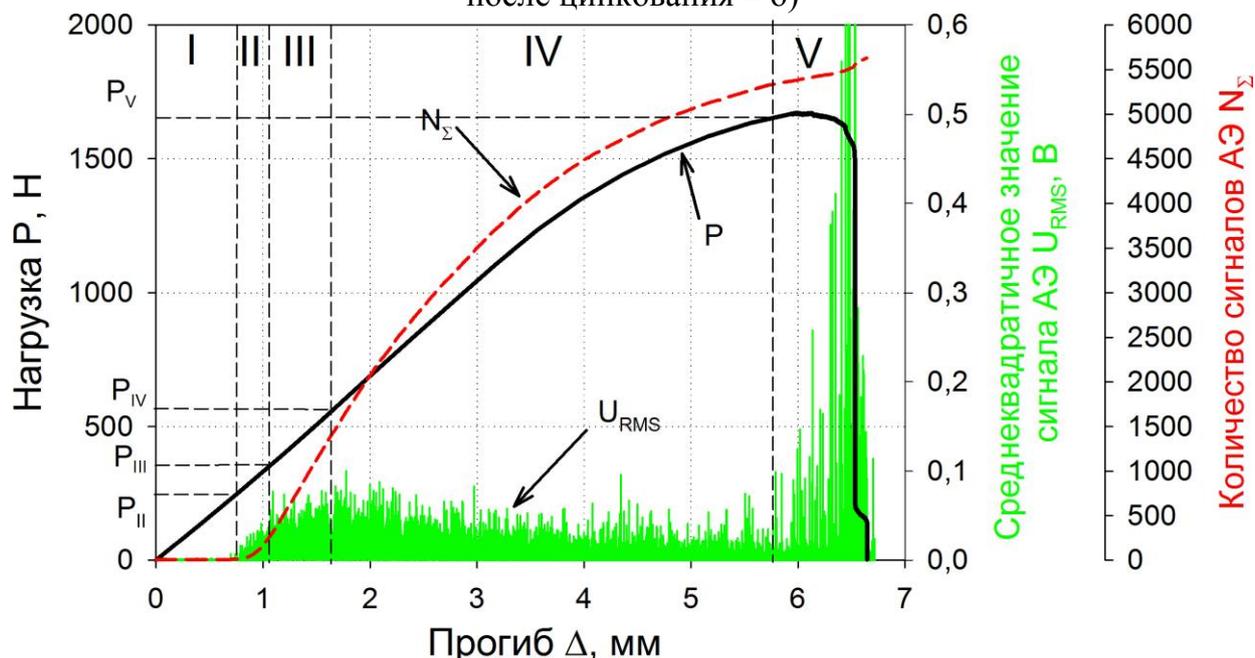


Рисунок 12 – Стадийность разрушения в процессе испытания на трехточечный изгиб образцов высокопрочной стали 70, охрупченной водородом

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Формирование дефектов типа «рыбий глаз» в отожженной низкоуглеродистой стали, обусловленное наличием в ней диффузионно-подвижного водорода, активируется одновременно с началом пластической деформации, интенсифицируется на стадии локализованной деформации и происходит в результате роста транскристаллитных трещин по механизму образования и слияния микропор.

2. Поверхность дефектов типа «рыбий глаз» в охрупченной водородом отожженной низкоуглеродистой стали состоит из транскристаллитных «псевдо-фасеток» «псевдо-хрупкого» разрушения, представляющих собой искривленные, декорированные речным узором, участки поверхности излома, площадь и форма которых определяется границами ферритных зерен, а средний угол разориентировки составляет $19 \pm 11^\circ$, что, примерно, в два раза ниже, чем у фасеток скола.

3. Средняя интенсивность акустической эмиссии в процессе одноосного растяжения отожженной низкоуглеродистой стали может уменьшаться или увеличиваться в зависимости от концентрации предварительно введенного в сталь водорода, однако эти эффекты не связаны напрямую с процессом роста трещин «рыбий глаз», который не сопровождается одномоментным высвобождением большого количества энергии и не вызывает акустической эмиссии с амплитудой, достаточной для ее регистрации при помощи стандартной аппаратуры.

4. Эффект снижения энергии акустической эмиссии на начальном участке диаграммы растяжения отожженной низкоуглеродистой стали в результате ее наводороживания связан с сокращением протяженности площадки текучести.

5. Процесс разрушения высокоуглеродистой высокопрочной стали, охрупченной водородом, начинается в квазиупругой области деформации и включает 5 характерных стадий: I – инкубационный период (активность АЭ минимальна, происходит зарождение микротрещин); II – стадия возрастания активности АЭ (скорость накопления повреждений растет); III – стадия постоянной активности АЭ (скорость накопления повреждений неизменна); IV – стадия снижения активности АЭ (интенсивность растрескивания снижается); V – стадия предразрушения и разрушения (образование магистральной трещины и разрушение).

6. Зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода $C_H^{Диф}$ в низкоуглеродистой стали от плотности тока электролитического наводороживания i при постоянном времени электролиза имеет сигмоидальный вид с тремя хорошо выраженными участками: 1) – практически линейный и относительно медленный рост $C_H^{Диф}$ при $i < i_b$, где i_b – плотность тока начала блистеринга, зависящая от прочности стали 2) – ускоренный рост $C_H^{Диф}$ в интервале $i_s > i > i_b$, контролируемый процессом блистеринга, 3) – постоянный уровень $C_H^{Диф}$ и степени поврежденности поверхности стали при $i > i_s$.

7. Блистеры и трещины, возникающие в процессе наводороживания, сами по себе, практически, не оказывают влияния на пластичность низкоуглеродистой отожженной стали. Вместо этого, они играют роль центров локализации диффузионно-подвижного водорода и очагов зарождения дефектов «рыбий глаз».

СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи опубликованные в рецензируемых научных журналах, входящих в список ВАК и системы цитирования Web of Science и Scopus:

1. **Merson E.** Quantitative characterization of cleavage and hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture surfaces with the use of confocal laser scanning microscopy / E. Merson [et al.] // *Material Science and Engineering A*. 2016. Vol. 665. P. 35–46.
2. **Мерсон Е.Д.** Влияние плотности тока электролитического наводороживания на концентрацию диффузионно-подвижного водорода в низкоуглеродистой стали марки S235JR / Е.Д. Мерсон [и др.] // *Вектор науки ТГУ*. 2015. Т. 34. №4. С. 76-82.
3. **Merson E.** Application of Acoustic Emission Method for Investigation of Hydrogen Embrittlement Mechanism in the Low-Carbon Steel / E. Merson, A. Vinogradov, D.L. Merson // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 645. N S1. P. S460-S463.
4. **Merson E., Merson D., Vinogradov A.** Acoustic emission monitoring of fracture process stages in hydrogen embrittled high-carbon steel / E. Merson, A. Vinogradov, D.L. Merson // *Proceedings of 12th international conference of the Slovenian society for non-destructive testing “Application of contemporary non-destructive testing in engineering”*. Portorož, Slovenia. 2013. P. 657-664.
5. Клевцов Г.В. О возможности использования конфокального лазерного сканирующего микроскопа для исследования микрорельефа поверхности разрушения металлических материалов / Г.В. Клевцов, **Е.Д. Мерсон** // *Фундаментальные исследования*. 2012. № 11, часть 5. С. 1185 – 1188.
6. **Мерсон Е.Д.** Исследование стадийности процесса разрушения высокоуглеродистой стали, охрупченной водородом с применением метода акустической эмиссии / Е.Д. Мерсон [и др.] // *Деформация и разрушение материалов*. 2012. № 9. С. 41-48.
7. **Merson E.D.** Effect of strain rate on acoustic emission during hydrogen assisted cracking in high carbon steel / E.D. Merson [et al.] // *Materials Science And Engineering A*. 2012. Vol. 550. P. 408 – 417.
8. **Мерсон Е.Д.** Исследование водородной повреждаемости высокоуглеродистой стали после гальванического цинкования с применением метода акустической эмиссии / Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов // *Вестник Тамбовского Университета. Серия: Естественные и технические науки*. Тамбов. 2010. Т.15. №3. С. 1228-1232.

Публикации в научных изданиях не входящих в список ВАК:

9. **Merson E.** The use of confocal laser scanning microscopy for the 3D quantitative characterization of fracture surfaces and cleavage facets / E. Merson [et al.] // *Procedia Structural Integrity*. 2016. Vol. 2. P. 533–540.
10. Мерсон Е.Д. Влияние плотности тока электролитического наводороживания на повреждения и концентрацию диффузионно-подвижного водорода в сталях разного уровня прочности / Е.Д. Мерсон [и др.] // *Сборник тезисов докладов 11-й Международной Школы молодых ученых и специалистов им. А.А. Курдюмова «Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами»*. Петрозаводск. 2016. С. 62.

11. **Мерсон Е.Д.** Особенности механизма разрушения, поведения акустической эмиссии и строения изломов в сталях охрупченных водородом / Е.Д. Мерсон [и др.] // Сборник трудов VIII Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2016». Москва. 2016. С. 170.
12. **Мерсон Е.Д.** Исследование особенностей квази-скола в наводороженной стали с применением 3D конфокальной лазерной сканирующей микроскопии и EBSD-анализа / Е.Д. Мерсон, А.Ю. Виноградов, Д.Л. Мерсон // Сборник конкурсных докладов VII Международной школы «Физическое материаловедение». Тольятти. 2016. С. 220-225.
13. **Полуянов В.А.** Влияние степени наводороживания на поведение акустической эмиссии при одноосном растяжении низкоуглеродистой стали / В.А. Полуянов, **Е.Д. Мерсон**, Д.Л. Мерсон, А.Ю. Виноградов // Сборник конкурсных докладов VII Международной школы «Физическое материаловедение». Тольятти. 2016. С. 226-231.
14. **Мерсон Е.Д.** Применение конфокальной лазерной сканирующей микроскопии для исследования механизма формирования участков квази-скола в изломе стали, охрупченной водородом / Е.Д. Мерсон [и др.] // Сборник тезисов XIX Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов». Самара. 2015. С. 118.
15. **Мерсон Е.Д.** Влияние концентрации водорода на механические свойства низкоуглеродистой стали марки S235JR / Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов // Сборник научных трудов XVI Международной научно-технической уральской школы-семинара металлосведов-молдых ученых. Екатеринбург. 2015. С. 340-342.
16. **Мерсон Е.Д.** Стадийность роста трещин типа «рыбий глаз» при одноосном растяжении низкоуглеродистой стали, насыщенной водородом / Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов // Сборник научных трудов XVI Международной научно-технической уральской школы-семинара металлосведов-молдых ученых. Екатеринбург. 2015. С. 343-346.
17. **Мерсон Е.Д.** Влияние плотности тока электролитического наводороживания на состояние и концентрацию водорода в низкоуглеродистой стали / Е.Д. Мерсон // Сборник научных трудов XV Международной научно-технической уральской школы-семинара металлосведов-молдых ученых. Екатеринбург. 2014. С. 176-179.
18. **Merson E.** Application of Acoustic Emission Method for Investigation of Hydrogen Embrittlement Mechanism in the Low-Carbon Steel / E. Merson, A. Vinogradov, D. Merson // Proceedings of “14th International Symposium on Metal-Hydrogen Systems: Fundamentals and Application”. Manchester, UK. 2014. P. 318.
19. **Мерсон Е.Д.** Исследование механизма водородной хрупкости низкоуглеродистой стали с применением метода акустической эмиссии / Е.Д. Мерсон, А.Ю. Виноградов, Д.Л. Мерсон // Сборник трудов VII Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2014». Москва. 2014. С. 131.
20. **Мерсон Е.Д.** Влияние скорости деформирования, концентрации и распределения водорода в образцах высокоуглеродистой стали на параметры акустической эмиссии / Е.Д. Мерсон [и др.] // Сборник трудов VI Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2012». Москва. 2012. С. 169.

21. **Merson E.D.** On the strain rate dependence of acoustic emission during hydrogen-assisted cracking of high carbon steel / E.D. Merson [et al.] // *Journal of Acoustic Emission*. 2011. Vol. 29 P. 210-219.
22. **Мерсон Е.Д.** Роль сульфидов типа MnS в процессе разрушения высокоуглеродистой стали, охрупченной водородом / Е.Д. Мерсон // Сборник тезисов докладов IX Всероссийской школы-конференции молодых ученых «КоМУ-2011». Ижевск. 2011. С. 63-64.
23. **Мерсон Е.Д.** Стадийность разрушения высокоуглеродистой стали в условиях водородной хрупкости при испытании на трехточечный изгиб / Е.Д. Мерсон [и др.] // Сборник конкурсных докладов VI Всероссийской молодежной научной конференции «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений». Тольятти: ТГУ. 2011. С. 117-121.
24. **Merson E.D.** On the strain rate dependence of hydrogen embrittlement of high carbon steel assessed by AE / E.D. Merson [et al.] // *Proceedings of World Conference on Acoustic Emission – 2011*. Beijing: ChSNDT. 2011. P. 223-229.
25. **Мерсон Е.Д.** Исследование кинетики водородной повреждаемости углеродистой стали методом акустической эмиссии / Е.Д. Мерсон [и др.] // *Материалы 51-й международной конференции «Актуальные проблемы прочности»*. Харьков: НИЦ ХФТИ. 2011. С. 371-372.
26. **Мерсон Е.Д.** Влияние наводороживания на динамику разрушения и параметры акустической эмиссии гальванически оцинкованной стали 70, при испытании на трехточечный изгиб / Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов // *Сборник научных статей XI Международной научно-технической уральской школы-семинара металлургов-молодых ученых*. – Екатеринбург. – 2010. – С. 254-256.
27. **Мерсон Е.Д.** Исследование водородной повреждаемости стали 70 с гальваноцинковым покрытием / Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов // *Сборник тезисов докладов VIII Всероссийской школы-конференции молодых ученых «КоМУ-2010»*. Ижевск. 2010. С. 64-65.
28. **Мерсон Е.Д.** Исследование водородной повреждаемости высокоуглеродистой стали / Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов // *Сборник студенческих работ «Студенческие дни науки в ТГУ»*. Тольятти: ТГУ. 2010. С. 126-127.
29. **Мерсон Е.Д.** Исследование водородной повреждаемости стали 70 с цинковым покрытием при различных скоростях деформирования / Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов // *Сборник научных статей X Международной научно-технической уральской школы-семинара металлургов-молодых ученых*. Екатеринбург. 2009. С. 79-81.
30. Мерсон Д.Л. Исследование водородной повреждаемости и акустической эмиссии в зависимости от скорости деформирования образцов стали 70 с цинковым покрытием / Д.Л. Мерсон, **Е.Д. Мерсон**, А.А. Еремичев, В.А. Полуянов // *Сборник трудов IV Международной школы «Физическое материаловедение»*. Тольятти: ТГУ. 2009. С. 130-132.

Подписано в печать 10.10.2016 г. Объем – 1 п.л. Тираж 120 экз. Заказ №324.
Гарнитура «TimeNewRoman». Отпечатано в типографии «Бизнес Принт»
445020, Самарская обл., Тольятти, ул. Белорусская, 21