На правах рукописи



ЯКОВЕНКО Александра Александровна

**Механизмы и закономерности**

**формирования деформационной и водородной**

**повреждаемости железоуглеродистых сплавов**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Курск – 2012

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Тульский государственный университет»

Научный руководитель: доктор технических наук, доцент,

Чуканов Александр Николаевич

Официальные оппоненты: Выбойщик Михаил Александрович,

доктор технических наук, профессор,

Тольяттинский государственный университет,

профессор кафедры «Материаловедение и

механика материалов»

Борсяков Анатолий Сергеевич,

доктор технических наук, профессор,

Воронежский государственный университет

инженерных технологий, заведующий кафедрой

естественных дисциплин

Ведущая организация: «Институт качественных сталей», ФГУП

«ЦНИИЧерМет им. И.П. Бардина», Москва

Защита диссертации состоится « 14 » ноября 2012 г. в 14-00 час. на заседании диссертационного совета Д 212.105.01 при Юго-Западном государственном университете по адресу: 305040, г. Курск, ул. 50 лет Октября, 94, конференц-зал.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Юго-Западного государственного

университета

Автореферат разослан «\_\_» октября 2012 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета

Д212.105.01 Лушников Борис Владимирович

**ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ**

**Актуальность проблемы.** Усложняющийся характер работы современных промышленных объектов, увеличивающиеся нагрузки и риск разрушения (особенно – объектов повышенной опасности) заставляет активизировать изучение их повреждаемости. Под **повреждаемостью** понимают комплекс процессов зарождения и эволюции несплошностей различного масштабного уровня. Он включает в себя два основных процесса: подготовительный – *деградацию* и заключительный – *деструкцию*.

*Деградация* отражает изменение концентрации основного твердого раствора, интенсивности взаимодействия дефектов строения (дислокационно-примесного взаимодействия), подвижности и степени закрепления дислокаций, уровня микроискажений, морфологии и количества вторых фаз, их распределения и т.п. Перечисленные процессы определяют подвижность дислокаций, и далее - прочность, вязкость и трещиностойкость. Их развитость приближает материал к предельному состоянию, когда резко снижаются требуемые свойства и этап «живучести» сменяется активным разрушением. Основу исследований, описывающих эти процессы, заложили М.Е. Блантер, И.А. Одинг, И.А. Либеров, Ю.П. Ровинский и продолжили В.И Куманин, В.В. Рыбин, Л.Р. Ботвина Л.М., Рыбакова, П.Д. Одесский.

Под *деструкцией* понимают процессы развития и роста несплошностей различного масштабного уровня. К основным концепциям эволюции деструкции относят: силовую теорию внезапного разрушения Гриффитса-Орована, кинетическую теорию длительной прочности С.Н. Журкова, Л.М. Качанова, Ю.Н. Работнова, статистический подход М. Хирата, Т. Екобори (и его развитие – дискретно-континуальную теорию А.В. Степанова, В.И. Владимирова, Ш.Х. Ханнанова), синергетический и фрактальный подходы.

Несмотря на мнение о важности деградации как процесса во многом определяющего повреждаемость, её механизмы исследованы не достаточно полно. Практически нет данных о совместном протекании и взаимном влиянии (синергетике) деградации и деструкции.

Актуальной является оценка как индивидуальных особенностей, так и совместной роли деградации и деструкции в развитии повреждаемости и их влияния на структуру и свойства (на разных масштабных уровнях) широко используемых железоуглеродистых сплавов. Перспективным для этого представляется применение комплекса кинетического, статистического и синергетического подходов. Узловым его моментом может явиться анализ эволюции дислокационных скоплений, как основного элемента структур.

С позиций синергетики рост внешнего воздействия делает развитие дислокационных скоплений неравновесным стохастическим процессом, – диссипативным процессом, протекающим вдали от равновесия. Оценку диссипативных (аккомодационных) возможностей материала на различных этапах внешнего воздействия удобно вести, измеряя диссипацию (релаксацию) механической энергии. Характер и масштабы развития релаксационных процессов, протекающих в ходе повреждаемости, определяются кинетикой накопления и взаимодействия дефектов кристаллического строения. Развитым теоретически и эффективным в экспериментальном плане методом её исследования является механическая спектроскопия (МС), объединяющая методики измерения внутреннего трения (ВТ) и других проявлений несовершенной упругости. МС отличается высокой структурной чувствительностью и избирательностью к изменениям, происходящим на атомарном уровне**.**

Изучение особенностей процессов, контролирующих деградацию, деструкцию и повреждаемость в целом, и управление на этой основе микроструктурой и свойствами материалов представляется чрезвычайно актуальной научной задачей, имеющей практическое значение. Комплексный анализ параметров неупругих эффектов в сочетании с другими методами современного металлофизического анализа позволяет вести эффективный мониторинг развития деградации и деструкции.

Диссертационная работа выполнена в Тульском государственной университете на кафедре физики, в соответствии с госбюджетным тематическим планом НИР (тема № 44-06), координируемым Минобразнауки РФ и в рамках гранта ректора ТулГУ (№ гос. рег. ГРР-03.2010), в Центре коллективного пользования БелГУ (г. Белгород) в рамках федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (мероприятие 1.4 - I очередь) по проекту «Проведение поисковых научно-исследовательских работ в целях развития общероссийской мобильности в области технических наук и высокотехнологичных секторов экономики», в Лаборатории нейтронной физики им. И.М. Франка ММО «Объединенный институт ядерных исследований» (г. Дубна). Исследования вели в рамках одного из приоритетных направлений развития науки и техники РФ – «Индустрия наносистем и материалы», с учетом разделов «Технологии снижения риска и уменьшения последствий природных и техногенных катастроф» и «Технологии создания и обработки кристаллических материалов» «Перечня критических технологий РФ».

**Целью диссертационной работы** являлось: установление механизмов и закономерностей влияния силового и водородного воздействия на стадийность процессов, формирующих повреждаемость железоуглеродистых сплавов.

Для достижения поставленной цели решали следующие **основные задачи:**

1) исследовать влияние деформации и наводороживания на параметры неупругих эффектов температурного спектра внутреннего трения (ВТ), модуль упругости, характеристики тонкой структуры и ансамбля трещин железоуглеродистых сплавов;

2) определить механизмы влияния интенсивности деформации и длительности наводороживания на перераспределение примесей внедрения (*N,С,Н*), дислокационную подвижность и дислокационно-примесное взаимодействие в объеме и локализованных зонах концентрации напряжений (ЛЗКН);

3) выявить закономерности силового и водородного воздействия на эволюцию ансамбля микронесплошностей (микротрещин) различных размерных групп;

4) установить диапазоны взаимного влияния процессов деградации и деструкции и описать стадийность процессов, формирующих повреждаемость;

5) разработать феноменологические модели развития трещин на фоне деградационных процессов при деформации и наводороживании;

6) совершенствовать оборудование и разработать программное обеспечение для измерения температурных спектров ВТ и модуля упругости на основе резонансной методики.

**Научная новизна работы**

- разработана методика мониторинга деформационной и водородной повреждаемости железоуглеродистых сплавов на базе комплексного анализа высоты, температурного положения, энергии активации максимумов температурного и амплитудного спектров внутреннего трения;

- получены новые экспериментальные данные, свидетельствующие о совместном протекании и взаимном влиянии деградационных и деструктивных процессов в ходе статического деформирования и электролитического наводороживания малоуглеродистых сталей 20, Ст3, 08Г2С и сплава *Fe*-0,09 % *С*, проявляющиеся в эволюции параметров внутреннего трения, количества и геометрии микротрещин, характеристик тонкой структуры;

- на основе комплексной концепции развития поврежденности железоуглеродистых сплавов как открытой системы, развиты представления о стадийности деформационной и водородной повреждаемости исследованных сталей и сплавов; определены границы стадий для условий статического деформирования и электролитического наводороживания;

- разработаны и экспериментально подтверждены феноменологические модели развития деградации и деструкции в ходе статического деформирования и электролитического наводороживания изученных сплавов;

- выявлены общие закономерности изменения характеристик внутреннего трения, тонкой структуры и ансамбля микротрещин в развитии деформационной повреждаемости, отражающие различную динамику их совместного развития в ходе деградации и деструкции;

- выявлена активационная роль деградации (за счет развития «деструкционного» эффекта внутреннего трения) в функционировании механизма слияния и роста деформационных микротрещин в локальных зонах концентрации напряжений;

- выявлено наличие и действие эффекта локализации водородной пластичности на облегчение зарождения субмикротрещин и интенсификацию трещинообразования при электролитическом наводороживании стали 20 и Ст3.

**Основные положения, выносимые на защиту:**

1. Комплекс новых экспериментальных данных о влиянии степени предварительной статической деформации (ε = 0…20 %) и длительности электролитического наводороживания (τВ = 0…30 ч. при *j* = 60…150 А/м2) на вид и характеристики неупругих эффектов внутреннего трения, модуля упругости и параметры тонкой структуры железоуглеродистых сплавов.

2. Обнаруженное экспериментально в деформированных малоуглеродистой стали 20 и сплаве *Fe*-0,09 % *C* перераспределение углерода в феррите после предварительного статического деформирования в интервале ε = 0…20 %.

3. Разработаны феноменологические модели развития деградации и деструкции в ходе статического деформирования и электролитического наводороживания.

4. Определены уровни пороговых напряжений в коллекторах, превышение которых приводит к водородному охрупчиванию с реализацией водородной локализации пластичности малоуглеродистых сталей в водородсодержащих средах.

**Личный вклад автора** при выполнении диссертационной работы выразился в определении актуальности работы и постановке задач исследования; проведении измерений спектров внутреннего трения, модуля упругости, металлографического, рентгеноструктурного, дюрометрического анализов, механических испытаний, электролитического наводороживания; разработке концепции повреждаемости железоуглеродистых сплавов и построении феноменологических моделей деформационной и водородной повреждаемости; участии в оптимизации конструкции установки ИДСМ-1 и разработке программы для ЭВМ; обсуждении, анализе и интерпретации полученных данных; формулировке научных выводов; представлении докладов на НТК и опубликовании статей по материалам исследований.

**Достоверность результатов**, полученных в работе и их интерпретации обеспечены применением физически обоснованных подходов при построении феноменологических моделей повреждаемости; использованием: а) современных стандартизированных методов металлофизического исследования, б) статистических методов обработки результатов эксперимента при помощи современных ППП; количественным согласием результатов экспериментов и расчетов с совокупностью существующих литературных данных других авторов.

**Практическая значимость работы**

1. Разработана и экспериментально апробирована методика изучения деформационной и водородной повреждаемости железоуглеродистых сплавов на базе комплексного анализа параметров неупругих эффектов ВТ и характеристик тонкой- и микроструктуры.

2. Полученные сведения об изменении параметров суб- и микроструктуры от величины действующих факторов могут быть использованы для разработки режимов обработок малоуглеродистых сталей и сплавов системы *Fe-C*, подвергаемых статическому деформированию и контакту с водородсодержащими средами.

3. Информация о механизмах водородной повреждаемости может быть использована при оптимизации технологических режимов электролитического нанесения покрытий и обезводороживания.

4. Получены заключения и акты полезности использования результатов работы ООО «Тулапромприбор», ОАО «НовомосковскРемЭнерго», ООО «МеталургТулаМаш».

5. Результаты работы использованы в учебном курсе «Физика прочности и пластичности» и подготовке ВКР студентов специальности 010701 «Физика» Тульского государственного университета.

6. Усовершенствованы конструкция установки и алгоритм управление процессами терморегуляции и измерения ТЗВТ и динамического модуля упругости. Повышена стабильность регулирования скорости нагрева и фиксации выходного сигнала. Разработано программное обеспечение для улучшения качества измерений ТЗВТ и ТЗМУ, а также фиксации и визуализации их результатов. Получено «Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ «Программа управления процессом измерения внутреннего трения и модуля упругости» (Роспатент №2012613659).

**Апробация работы**

Основные результаты работы доложены и обсуждены:

- XVI, XVIII, XIX, XX Петербургских чтениях по проблемам прочности, Санкт-Петербург, 2006, 2008, 2010, 2012 гг.; - XVI Межд. конф. «Физика прочности и пластичности материалов», 2006 г., Самара, Россия, СамГТУ, 2006; - Межд. научн.-практ. конф. «STRUCTURAL RELAXATION IN SOLIDS», 2006, 2012 Vinnitsa, Ukraine; - I, II, IV Межд. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», (DFM), (DFMN). Москва, 2006, 2009, 2011 гг.; - II Межд. научн.-практич. конф. «Образование, наука, инновации – вклад молодых исследователей», КемГУ, Кемерово, Россия, 2007 г.; - XI Межд. конф. «Взаимодействие дефектов и неупругие явления в твердых телах» (IIAPS XI), ТулГУ, Тула, Россия, 2007 г.; - XLVII межд. конф. «Актуальные проблемы прочности», Нижний Новгород, 2008 г.; - IX, X, XI, XII Межд. научно-техн. «Уральских школах-семинарах металловедов-молодых ученых», Екатеринбург, УГТУ УПИ, УрФУ, Россия, 2008, 2009, 2010, 2011 гг.; - V, VI-й Евразийской науч.-практ. конф. «Прочность неоднородных структур» (ПРОСТ), Москва, «НИТУ «МИСиС», 2010, 2012 г.; - VI НТК «Автоматизация и энергосбережение машиностроительного и металлургического производств, технология и надежность машин, приборов и оборудования», ВоГТУ, Вологда, 2010 г.; - V Общеросс. научн.-практич. конф. с междунар. участием «Актуальные вопросы современной науки и образования».- Красноярск: Научн. Инновац. Центр, 2010 г.; - V, VI Межд. науч. конф. с элементами науч. школы для молодежи «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений», Тамбов 2010, Тольятти 2011 гг.; - V Межд. школе «Физическое материаловедение», ТГУ, Тольятти, 2011 г; - Межд. конф. с элементами науч. школы для молодежи «Наноматериалы и нанотехнологии в металлургии и материаловедении», БелГУ, Белгород, 2011 г.; - VIII Росс. ежегодной конф. молодых науч. сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», ИМЕТ РАН, Москва, 2011 г.; - «Национальной науч.-техн. конф. ННТК-2011», Союз машиностроителей России, МГТУ им. Баумана, Москва, 2011 г.

**Публикации.** Основное содержание работы отражено в 30 научных публикациях, из них 11 в рецензируемых научных журналах.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, основных результатов и выводов, библиографического списка из 218 наименований и приложений. Общий объём работы составляет 233 страниц машинописного текста, включая 173 иллюстрации и 14 таблиц.

**ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**Во введении** дана общая характеристика диссертационной работы, обоснована актуальность темы, сформулирована цель работы. Перечислены полученные в диссертации новые результаты, их практическая ценность, указаны основные положения, выносимые на защиту.

**Первая глава** состоит из двух частей. *Первая часть* является аналитическим обзором литературы и содержит сведения о понятиях «повреждаемость», «деградация» и «деструкция», а также о причинах, вызывающих развитие указанных процессов, важнейших факторах, влияющих на эволюцию деформационной и водородной повреждаемости. Приведены основные механизмы и модели развития этих процессов. Обоснована практическая значимость мониторинга за повреждаемостью различной природы.

Основываясь на работах И.А. Одинга, И.А. Либерова, Ю.П. Ровинского, Л.М. Рыбаковой, Л.Р. Ботвиной, проведен анализ стадийности развития повреждаемости.

*Вторая часть* первой главы посвящена разработке комплексной концепции развития повреждаемости железоуглеродистых сплавов. Анализ повреждаемости провели в рамках силовой концепции внезапного разрушения Гриффитса-Орована, теории вязко-хрупкого перехода А. Коттрела - Н. Петча, кинетической теории длительной прочности С.Н. Журкова, Л.М. Качанова, Ю.Н. Работнова, статистического подхода М. Хирата, Т. Екобори (и его развития – дискретно-континуальной теории А.В. Степанова, В.И. Владимирова, Ш.Х. Ханнанова),синергетического и фрактального подходов.

К изучению последовательного и взаимовлияющего характера развития деградации и деструкции, как процессов, протекающих в открытых системах, применили подходы кинетической теории С.Н. Журкова, дискретно-континуальной теории и синергетики. Принципы синергетики для исследуемых материалов и условий диктовали возможность перехода системы на определенном этапе внешнего воздействия из устойчивого неупорядоченного состояния в неустойчивое упорядоченное состояние. Такой синергетический подход позволил обосновать использование *комплексной концепции совместного деградационно-деструктивного развития* *повреждаемости*, которая включала следующие этапы: I. Формирование устойчивого неупорядоченного состояния с определенным уровнем диссипативных (аккомодационных) возможностей. II. Изменение управляющих параметров и формирование условий для активизации и развития зародыша новой структуры. III. Активизация и развитие зародыша новой структуры. IV. Достижение порогового состояния системы. V. Скачкообразное формирование неустойчивого, хорошо упорядоченного состояния на макроуровне. Этапы I-III отражают развитие деградации, этапы III-V - развитие деструкции. Под «зародышем новой структуры» понимали микротрещину активного (критического) размера, имеющего возможности для дальнейшего роста.

Учитывая реализацию принципа текущего и локального равновесия (основной его признак - диссипация энергии различной интенсивности), за основу экспериментального раздела работы приняли комплекс методик, фиксирующих рассеяние механической энергии в виде релаксационных процессов – механическую спектроскопию и УЗ диагностику.

Сформулировали задачи, решаемые для достиженияцелидиссертационной работы.

Во **второй главе** приведено описание использованных в работе материалов, методов их исследования, оборудования.

Объектами исследований являлись промышленные малоуглеродистые стали с феррито-перлитной структурой: обыкновенного качества (сталь Ст 3), качественные (сталь 20), трубная сталь марки 08Г2С, модельный бинарный сплав *Fe*-0,09 % *С*; серый чугун типа СЧ15. В таблице 1 приведен химический состав исследуемых сплавов.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сплавов (масс. %)

|  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- | --- | --- | --- | --- | --- |
| Марка стали | ***C*** | ***Si*** | ***Mn*** | ***Cr*** | ***S*** | ***P*** | ***Cu*** | ***Ni*** | ***As*** |
| **Сталь 20**  (ГОСТ 1050-74) | **0,17-0,24** | **0,17-0,37** | **0,12-0,3** | **0,25** | **0,04** | **0,035** | **0,25** | **0,25** | **0,08** |
| **08Г2С**  (ГОСТ 2246-70) | **0,05-0,11** | **0,7-0,95** | **1,8-2,1** | - | **<0,025** | **<0,03** | - | **-** | **-** |
| **Сталь Ст3**  (ГОСТ 380-71) | **0,14-0,22** | **0,12-0,3** | **0,4-0,65** | **<0,30** | **<0,005** | **<0,004** | **<0,30** | **<0,008** | **<0,08** |
| ***Fe*-0,09 % *С*** | **0,09** | **-** | **-** | **-** | **<0,0012** | **<0,0005** | - | - | - |
| **СЧ 15**  (ГОСТ 1412-85) | **3,5-3,7** | **2,0-2,4** | **0,5-0,8** | - | **<0,15** | **<0,2** | - | - | - |

При выборе материалов учитывали: 1) широту использования в промышленности; 2) отсутствие сложного химического состава и близкое содержание углерода; 3) наличие истории исследований повреждаемости (для сравнительного анализа); 4) промышленную эксплуатацию в обычных условиях и контакте с водородсодержащими средами; 5) возможность моделирования повреждаемости сталей сравнением с сильно гетерогенным материалом (СЧ15 - серый чугун с пластинчатыми графитными включениями).

После предварительной термической обработки (отжиг 1000 0С , 1 ч в вакууме *Р*=10-5 МПа) образцы сталей и сплавов подвергали деформированию одноосным растяжением и обжатию протяжкой через фильеры до степеней деформации 0…20 %, а также насыщению водородом (электролитическое наводороживание при плотности тока *j* = 60…150 А/м2, пассиватор – тиомочевина *NH2CNSH2*, длительностью *τ* = 1…30 часов.)

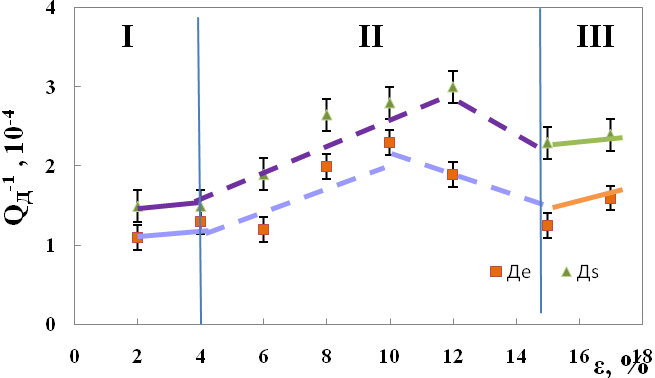
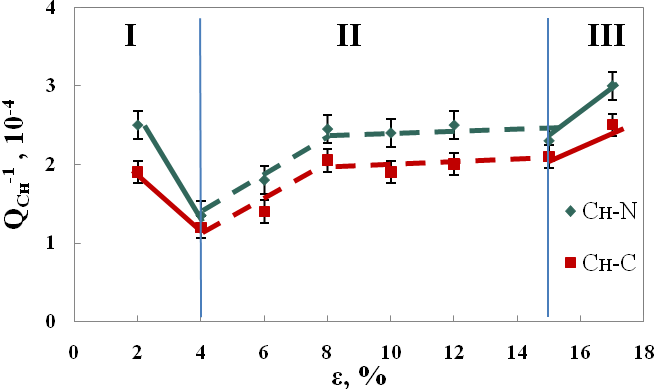
Статическое деформирование (одноосное растяжение) проводили на универсальной испытательной машине Instron 5882. Нагружение вели при *t*=20 0С со скоростью υ=5 мм/мин. с записью диаграмм деформации (ГОСТ 1497-84). При повторном нагружении предварительно деформированных образцов определяли характеристики прочности, пластичности, упругости, коэффициенты добротности и деструкции (методика Л.М. Рыбаковой). Для регистрации в ходе механических испытаний (сжатие) сигналов акустической эмиссии (АЭ) применяли многоканальные приборы ЭЯ-1 и ЭЯ-2 производства Тольяттинского государственного университета, а также акустико-эмиссионную систему *Vallen AMSY*-5 (Германия).

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе *Zeiss «Axio* *Observer D1m*» (x50…2500) и инвертированном микроскопе *Olympus GX*71 (х100…х500). Измерения диссипации механической энергии вели в трех диапазонах: инфразвуковом, звуковом и ультразвуковом. В инфразвуковом и звуковом диапазонах использовали методики механической спектроскопии. Измеряли параметры температурных (ТЗВТ) и амплитудных (АЗВТ) зависимостей внутреннего трения. В инфразвуковом диапазоне на релаксаторе РДУ-ТПИ при частоте крутильных колебаний *f* ~ 1,5…2 с-1, t = -180…450 *0С*. В звуковом - на резонансных установках РУВТМУ–ТПИ и ИДСМ-1М при частоте *f* ~ 1.103 c-1, t = -180…450 0*С*), скорости нагрева-охлаждения υ ~ 2…2,5 град/мин. Ультразвуковую диагностику вели на установке ЭЯ-1 (калиброванным сигналом источника Су-Нильсена). Рентгеноструктурные исследования проводили на рентгеновском дифрактометре *Rigaku Ultima* IV, *CuK*α, *К*β фильтр – *Ni* с однокоординатным полупроводниковым детектором *D/TeX*; напряжение 40кВ, ток 40 мА, диапазон 35 -140 град 2θ, шаг 0,01 град. υ = 1 град/мин. Дюрометрические измерения проводили на микротвердомере ПМТ-3, *F*=0,1 *Н* (±2 *НV*) в соответствии с ГОСТ 9450-76.

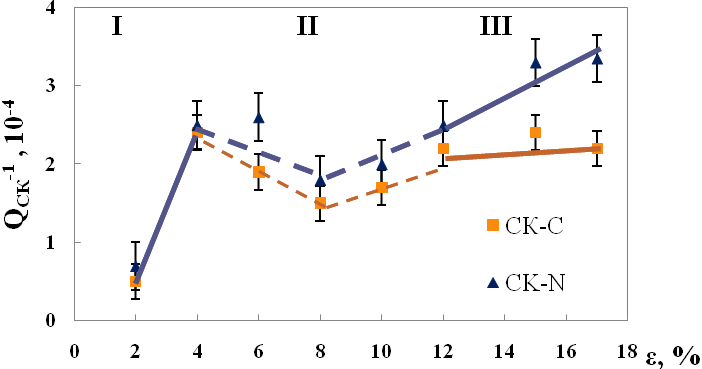
Обработку результатов измерений осуществляли при помощи стандартного и оригинального программного обеспечения. Рентгеноструктурные данные – ППП *PDXL RIGAKU*, механические данные - *PDXL Instron* 5882, ВТ - «Программа аппроксимации температурной зависимости внутреннего трения», фрактальный анализ - «*Fractal»* (ТулГУ), ППП«*Axio Observer D1m*».Для статистического анализа и графического представления экспериментального материала использовали ППП *Statistica 5.0, MS Excel 2007, Image ProPlus, Origin 7.0*.

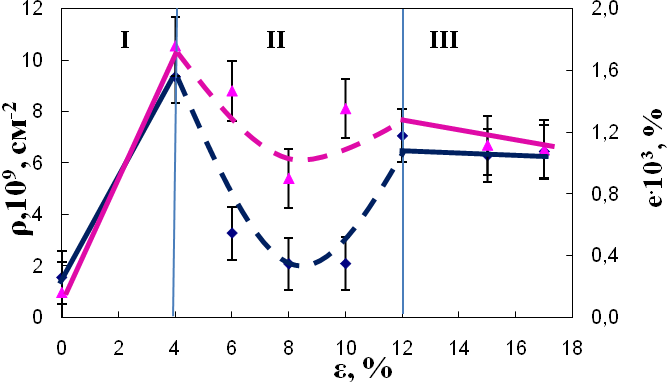
**Третья глава** посвящена экспериментальному подтверждению комплексной концепции повреждаемости и разработке *феноменологической модели* её развития для *деформационной повреждаемости*. На предварительно деформированных в диапазоне 0…20 % образцах сталей 20, 08Г2С и сплава *Fe*-0,09 % *С* провели комплекс исследований диссипативных параметров, характеристик тонкой структуры, металлографических исследований, механических и микромеханических испытаний.

Неупругие эффекты (максимумы ТЗВТ) идентифицировали по их температурным положениям, энергиям активации, отношению к внешним воздействиям. Каждый из них использовали в качестве инструмента анализа субструктуры. Фон ВТ отражал уровень микроискажений в объеме образца; деструкционный максимум (Д) позволил контролировать уровень микроискажений в локальных зонах их концентрации; максимум Снука (Сн) отражал концентрацию *С,N* в феррите; максимум Снука-Ке-Кестера (СК) иллюстрировал интенсивность дислокационно-примесного взаимодействия (ДПВ) и микроискажений; водородный максимум Снука-Кестера (СКн) демонстрировал диффузию атомарного и подвижность в поле напряжений дислокаций молизованного водорода. Компьютерным моделированием выявляли унимодальные пики, составляющие сложные максимумы. Работоспособность описанного инструментария оценили, моделируя трещинообразование в сталях наличием графитных включений в сером чугуне (СЧ15).

Выявили три области, различного изменения параметров ВТ (субструктуры) с увеличением степени предварительной деформации: I (ε=0…4 %), II (ε=4…10÷12 %), III (ε=10÷12…17 %). Их интерпретация была следующей. Область I - область деградации, область II деградационно-деструкционная область, область III - область активной деструкции. В указанных областях фиксировали следующие процессы. В *области I* (ε=0-4 %): а) перераспределение *С,N* в феррите, б) изменение ДПВ; в) рост уровня микроискажений в объеме, при низком их уровне в зонах концентрации (ЛЗКН) (рис.1). Такую трактовку подтвердили результаты рентгеноструктурного анализа (рост плотности свободных дислокаций и микронапряжений) (рис.2). Обнаружили несплошности 1-2 мкм. Указанные изменения не затрагивали модуль упругости, размер областей когерентного рассеяния и параметр решетки феррита.

**а) б)**



Рис. 1 Влияние предварительной деформации на параметры неупругих эффектов: (а) максимума Снука; (б) деструкционного; (в) Снука-Кестера (сталь 20)

**в)**

***e***

***ρ***

Рис. 2 Зависимости плотности дислокаций *ρ* и микронапряжений *e* от степени предварительной деформации (сталь 20)

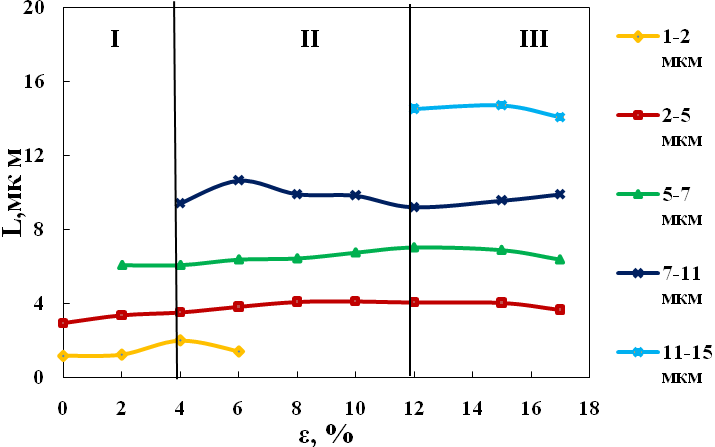
***e***

***ρ***

Аналогичные деградационные процессы фиксировали в образцах модельного сплава *Fe*-0,09 % *С* и стали 08Г2С. *Область II* (ε=4…10÷12 %) - область немонотонного изменения параметров субструктуры. Такое поведение связывали с растущей ролью деструкционных процессов. Качественным и количественным металлографическим анализом фиксировали эволюцию микротрещин (рис.3).

Рис. 3 Зависимость среднего размера трещин *Lср* и размера зерна феррита *D* от степени предварительной деформации

На графиках распределения трещин по количеству и размерам также выявили 3 области (рис.4). Их границы отделяли максимумы роста различных групп трещин при их взаимном существовании. Эти границы (для области I ε=4 %, области II ε=10÷12 %) соответствовали переходным диапазонам изменения размера трещин. Для большинства групп трещин размером 5-11 мкм ведущим является слияние соседствующих трещин (перколяция) при выполнении концентрационного критерия С.Н. Журкова.

Фиксировали периодическое (почти *циклическое*) согласованное изменение параметров деградации и деструкции (несколько диапазонов с различной динамикой процессов и их максимумами при ε= 4 и 10…12 %, рис. 4). Это характерно для параметров, отражающих объемные и локальные микроискажения (плотность дислокаций, микронапряжения, фон ВТ, Д максимум, ДПВ). В области I ведущую роль играет их изменение во всем объеме, а в области II – к ним активно добавляются растущие микроискажения в ЛЗКН. Высказали гипотезу о роли в этих процессах миграции *C,N* к ювенильным поверхностям и изменение их фрактальной размерности (реализация растворно-осадительного механизма).

**а) б)**

Рис. 4 Вероятность распределения микротрещин по размерам (а) и распределение микротрещин по длинам (б) от степени предварительной деформации (сталь 20)

Считали, что в области II наблюдали совместное действие механизмов деградации и трещинообразования. В терминах кинетической термодинамики Г.П. Гладышева[[1]](#footnote-1) происходила «самосборка» стабильных структур в квазиравновесных условиях, отвечающих достигнутому диссипативному состоянию. Перечисленные результаты подтвердили заявленные положения комплексной концепции повреждаемости и позволили разработать *феноменологическую модель для деформационной повреждаемости* в условиях статического нагружения (рис. 5).

Стабильными структурами, по нашему мнению, являлись упорядоченные дислокационные структуры. Это, характерные для деформированных железоуглеродистых сплавов, дислокационные стенки блоков. Данное предположение подтвердил анализ рентгенографических результатов. На зависимости относительного уширения от степени предварительной деформации (рис.6) выявили два типа процессов, определяющих поведение исследованных сплавов в ходе деформирования. Формирование упорядоченных дислокационных структур типа стенок (блоков) (область I и III) и накопление микронапряжений – область II. Это доказывала близость графиков к линиям *cosθ1/cosθ2* и *tgθ2/tgθ1* в областях I, II, III, соответственно. Указанную последовательность процессов подтвердили результаты УЗД (рис.7). В *области III* достигнутый высокий уровень объемных микроискажений стабилизируется. Количество трещин уменьшается, растет их размер (до 11-15 мкм, что соизмеримо с размером зерна феррита). В *области III* формируется трехосное напряженное состояния в шейке. Повреждаемость переходит на макроскопический уровень.

Выявили соответствие описанной последовательность развития повреждаемости моделям И.А. Одинга, Ю.П. Либерова, Л.М. Рыбаковой, Л.Р. Ботвиной. Диапазоны пластической, пластико-деструкционной и деструкционной стадий (Л.М.Рыбакова) и стадий М, I, II, III (A,B,C) (Л.Р.Ботвина) близки зафиксированным нами. Особенно это касалось областей II и III. В указанных моделях масштабно представлена роль трещинообразования, но не столь подробно анализируются деградационные процессы и их синергизм с деструкцией.



Рис. 5 Феноменологическая модель деформационной повреждаемости

железоуглеродистых сплавов

Рис. 6 Влияние размера ОКР (блоков) и микроискажений деформированной стали 20 на относительное физическое уширение

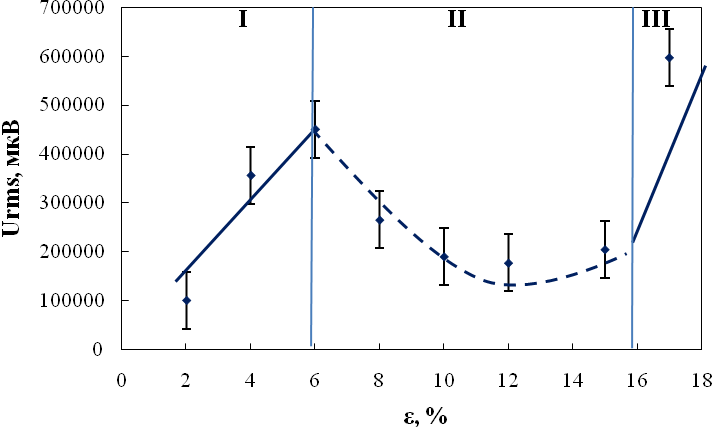
 Согласно представлениям С.Н. Журкова, В.С. Куксенко, Л.Р. Ботвиной, считали, что в результате кинетических термофлуктуационных явлений возникает большое количество субмикротрещин, которые, взаимодействуя между собой и объединяясь, образуют микротрещины. Переход к локальному разрушению (область III) происходит при достижении пороговой концентрации микротрещин: выполнении концентрационного критерия С.Н. Журкова: *Ккр=R/L*, (*R* – среднее расстояние между трещинами в объеме, *L* – их средняя длина в этом объеме).

Рис. 7 Зависимость среднего квадратичного отклонение амплитуды УЗ сигнала от предварительной деформации (сталь 20)

Определили *критический размер зародыша разрушения* (активной трещины, способной к переходу на следующий масштабный уровень). Используя представления Гриффитса-Орована строили график зависимости приложенного напряжения от критического размера зародыша (рис.8). Оценку граничных значений микротрещин, отделяющих различные масштабные уровни развития, вели с использованием порогового критерия С.Н. Журкова: *Kкр=li+1/li≈*2,6 (*li+1*– длина трещин последующего и предыдущего *li* масштабного уровней). Выявили соответствие этому критерию трещин размерами: 2 и 5 мкм (*Ккр*=2,6), 5 и 9 мкм (*Ккр* =1,8), 9 и 11 мкм (*Ккр* =1,8). Расчет вели для микротрещин длиной 5 мкм.

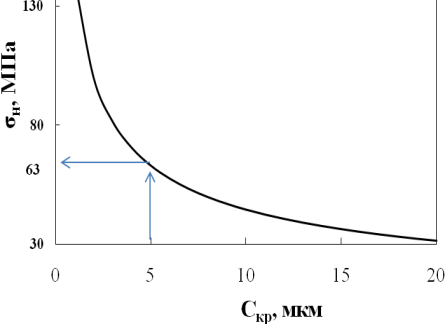


Рис. 8 Зависимость напряжения от критического размера микротрещины (по Гриффитсу - Оровану)

Используя теорию Гриффитса-Орована (*σн = (*2*γE/ π Скр)1/2; σн  -* приложенное напряжение, МПа; *Е -* модуль упругости стали, ГПа; *Скр*- глубина микротрещины, мкм; *γ* – поверхностная энергия, Дж/м2) определили, что для перехода на новый масштабный уровень микротрещин средним размером 5 мкм необходимо приложить напряжение ~ 63 МПа. Аналогичные расчеты провели для трещин длиной 9 и 11 мкм. Сопоставление полученных напряжений с диаграммами деформации сталей 20, Ст3, 08Г2С показало, что расчетные напряжения ниже предела упругости. Это не соответствовало концепции накопления повреждений, развивающихся в области пластической деформации.

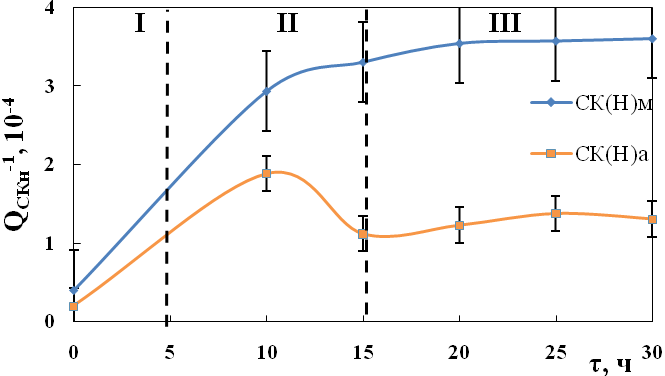
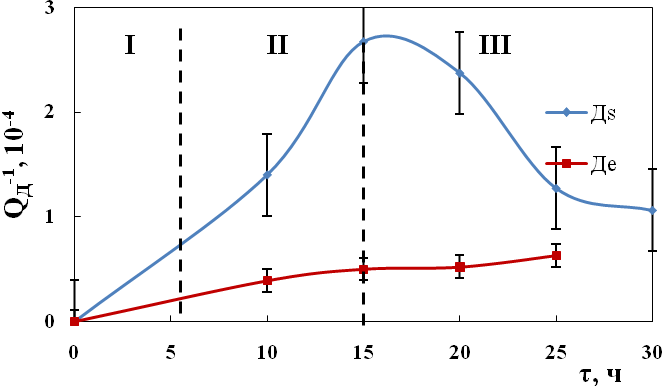
Замена в расчете величины поверхностной энергии *γ* на её эффективное значение *γ*эф по Т. Екобори, позволила получить напряжения, близкие к экспериментально реализующимся: ~250 МПа. Заключили, что подход в рамках теории Гриффитса-Орована, действенен для исследованных сталей только в условиях их хрупкого разрушения. Для их создания использовали охрупчивающее влияние водорода.

**Четвертая** глава посвящена исследованию подвижности водорода и его влияния на развитие деградации и деструкции малоуглеродистых сталей 20 и Ст3.

На ТЗВТ сталей 20 и Ст3 наблюдали неупругие эффекты трех типов: водородный Снука-Кестера (СКн), деструкционный (Д), Снука (Сн). Компьютерный анализ позволил выявить составляющие их унимодальные пики, связанные с диффузией атомарного и молизованного водорода, а также деструкционные пики *s* и *e* – типов. В соответствии с исследованиями Хуана, Фантоцци и Лорда, компонентами водородного максимума СКн считали пик диффузионной активности атомарного водорода (СКн(а)) и пик, отражающий переориентацию молекул водорода в поле напряжений дислокации (СКн(м)). Анализ этих пиков позволил контролировать диффузионную подвижность атомов водорода, проникающих из электролита и количество водорода, молизовавшегося в коллекторах-ловушках. Составляющие деструкционного максимума (пики Д*S* и Д*е*) отражали уровень напряжений, локализованных в зонах их концентрации (водородные коллекторы под давлением молизованного водорода).

Корреляционный анализ выявил высокую корреляцию высот максимумов водородного Снука-Кестера и деструкционного *e*-типа (средний коэффициент корреляции 0,93).

Фиксировали *три области насыщения* с различным характером изменением параметров (I, II, III). Фон ВТ, высоты водородных максимумов Снука-Кестера и деструкционного максимума росли после наводороживания длительностью от 0 до 15 часов (рис. 9). Это трактовали как активную диффузию атомарного водорода в объем образца, окклюзию, и активную его молизацию в коллекторах (области I, II). Эти процессы вели к росту объемных и локальных микронапряжений. После 10-15 ч наводороживания фиксировали снижение диффузионной подвижности атомарного водорода и её стабилизацию, свидетельствующую об осложнении диффузии и окклюзии. Количество молизовавшегося водорода, слабо подрастая, после 15-20 ч насыщения также стабилизировалось. Дальнейшее увеличение длительности наводороживания более 15 ч (область III) вело к резкому снижению высоты деструкционного максимума. Напряжения в локализованных зонах релаксировали в ходе образования ювенильных поверхностей. Перечисленные изменения трактовали как процесс *подготовки* (область I), *зарождения* (область II) и *развития* (область III) *водородной повреждаемости*. Заключительным его этапом было образование в области III после насыщения в течение 10-15 ч микротрещин в водородных коллекторах.

**а) б)**

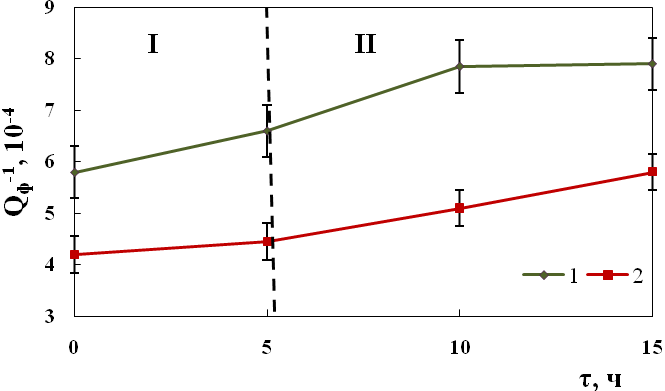
****

Рис. 9 Зависимости высот неупругих

эффектов ВТ от длительности насыщения: а) **в)**

водородные максимумы Снука – Кестера (а);

деструкционные максимумы (*j* = 150 А/м2)

(сталь Ст3) (б); фон ВТ: 1 – *j* = 60 А/м2,

2 – *j* = 150 А/м2 (сталь 20) (в)

Металлографические исследования, проведенные ранее в работе Л.В. Муравлевой[[2]](#footnote-2) на стали Ст3 в аналогичных условиях, фиксировали эволюцию ансамбля микротрещин (рис.10). Она полностью соответствует последовательности процессов, описанных выше.

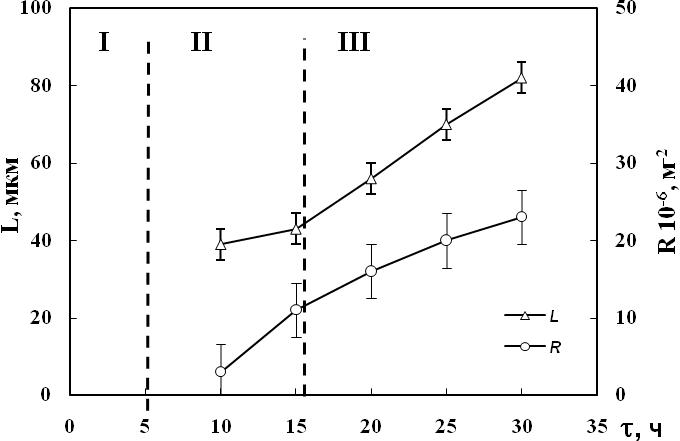
****

Рис. 10 Зависимости изменения плотности (*R*) и средних длин (*L*) микротрещин от длительности наводороживания (τ) (сталь Ст3)

При достижении напряжения в водородных коллекторах, достаточного для раскрытия трещин, они растут, количество их уменьшается (рис.10). Величину этого напряжения определили, используя данные АЭ. Наводороженные образцы статически сжимали в диапазоне напряжений 40-260 МПа со скоростью 2,3 МПа/мин. На кумулятивных кривых количества импульсов АЭ *NΣ* и энергии *ЕΣ* фиксировали два диапазона (А и Б) с различной интенсивностью изменения (рис.11). Эти же диапазоны наблюдали на зависимостях длительности сигнала АЭ от времени.

**А Б**

Рис. 11 Зависимость суммарной энергия АЭ от приложенного напряжения (сталь 20, кумулятивные кривые. Цифры - длительность насыщения)

Наиболее ярко такой характер кривых демонстрирует зависимость, после насыщения в течение 5 ч. Перелом на кривых *ЕΣ(σ)* и *NΣ(σ)* наблюдали при напряжениях порядка ~110-130 МПа. Они близки к расчетным величинам напряжений, прогнозируемым теорией Гриффитса-Орована. Начальный размер активной микротрещины определили равным 1,5-2 мкм.

Резкое снижение интенсивности эмиссии сигналов и энергии в диапазоне Б (рис.11) свидетельствовало об изменении механизма деформации и повреждаемости. Линейная аппроксимация выявленных диапазонов А и Б для напряжений 0-130 МПа и 130-260 МПа позволила определить скорость изменения *ЕΣ(σ)* и *NΣ(σ)* (рис.12).

Анализ зависимостей *dEΣ/dσ* и *dNΣ/dσ* от длительности наводороживания (рис.12) выявил два одновременно развивающихся процесса: микропластическую деформацию и деструктивный процесс. О первом говорил резкий рост суммарных энергии и количества импульсов АЭ до напряжения 110-130 МПа, а также увеличение микроискажений (фон ВТ). О вторых судили по резкому снижению АЭ после нагрузки 130 МПа и немонотонному характеру изменения локализованных микронапряжений (Д*e*).



Рис. 12 Зависимость интенсивности энергии импульсов АЭ от длительности наводороживания (сталь 20)

Максимум изменения интенсивности параметров АЭ фиксировали в диапазоне 0-130 МПа после 5 ч наводороживания. Данные УЗД также подтверждают наличие двух «дополнительных» диапазонов развития повреждаемости в области I.

Комплексный анализ результатов ВТ, АЭ и УЗД в ходе развития водородной повреждаемости позволил выявить два «основных» диапазона с превалирующим развитием деградационных и деструктивных процессов (0…10÷15 час.) и (10÷15…30 ч), соответственно, и два «дополнительных» диапазона совместного развития этих процессов (0…5 ч; 5…10 ч).

Заключили, что внутри областей I и III развиваются процессы повреждаемости двух различных масштабных уровней. В области I (развития деградации) превалирует накопление объемных микроискажений за счет увеличения количества диффундирующего, окклюдированого и молизующегося водорода. Повышение концентрации последнего ведет к росту давления в его ловушках и увеличению количества активизирующихся коллекторов. С ростом длительности насыщения до 5 ч. количество активных коллекторов и давление в них растет. Характер фиксируемых сигналов АЭ говорит об активной генерации и движении дислокаций в процессе легкого скольжения при пластической деформации. Увеличивается плотность дислокаций с их выходом на поверхности (рис. 13). Интенсивность перечисленных процессов резкое снижение после насыщения в течение 10-15 ч.

При нагружении наводороженных образцов, дислокации, движущиеся в объеме, испытывают растущее сопротивление полей напряжений активных водородных коллекторов.

Рис. 13 Зависимость количества импульсов сигнала АЭ от приложенного напряжения (длительность наводороживания

τ = 1 ч и τ = 15 ч)

Число таких коллекторов повышается. Дальнейшее движение дислокаций и продолжение АЭ требует увеличения приложенных напряжений. После 5 ч насыщения торможение дислокаций водородными коллекторами достигает максимума. В ходе дальнейшего увеличения длительности насыщения (10÷15 ч) реализуется эффект водородной локализации пластичности. Атомы водорода в зонах растягивающих напряжений коллекторов концентрируются вокруг взаимодействующих дислокаций в вершинах субмикротрещин и снижают их упругую энергию. В результате сила отталкивания, препятствующая зарождению субмикротрещин, уменьшается. Рост микротрещин путем слияния с субмикротрещинами облегчается. Процесс трещинообразования интенсифицируется. Этот алгоритм подтверждают результаты УЗД.

Диапазон времени насыщения 5-10 ч обозначили как *деградационно-деструктивную* *область* II. В ней, начиная с длительности насыщения 10 ч, начинают активно развиваться микротрещины. Об этом свидетельствует рост локальных микронапряжений (Д).

Полученные результаты исследования водородной повреждаемости подтвердили действенность использованной деградационно-деструкционной концепции повреждаемости для случая водородного воздействия и позволили разработать *феноменологическую модель водородной повреждаемости* (рис.14).

Рис. 14 Феноменологическая модель водородной повреждаемости

малоуглеродистых сталей

**ЗАКЛЮЧЕНИЕ**

Изучили *индивидуальные* особенности и *совместную роль* деградации и деструкции в развитии повреждаемости и их влияние на структуру и свойства (разных масштабных уровней) железоуглеродистых сплавов. Подтвердили обоснованность использования для изучения повреждаемости комплекса кинетического, статистического и синергетического подходов. Доказали эффективность использования для анализа развивающегося в ходе повреждаемости разномасштабного диссипативного процесса характеристик релаксационных эффектов внутреннего трения.

**ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ**

1. Впервые на основе анализа параметров неупругих эффектов ВТ, параметров тонкой структуры, количества и геометрии микротрещин, получены новые данные, свидетельствующие о совместном протекании и взаимном влиянии деградационных и деструктивных процессов в ходе статического деформирования (ε=0…20 %) сталей 20, Ст3, 08Г2С и сплава *Fe*-0,09 % *С* и электролитического наводороживания (*j*=60…160 А/м2) малоуглеродистых сталей 20, Ст3.

2. На основе комплексной концепции развития поврежденности железоуглеродистых сплавов как открытой системы развиты представления о стадийности деформационной и водородной повреждаемости исследованных сплавов; определены границы стадий повреждаемости для условий статического деформирования и электролитического наводороживания.

3. Разработаны и экспериментально подтверждены феноменологические модели развития деградации и деструкции исследованных сталей в ходе статического деформирования и электролитического наводороживания.

4. Выявлены общие закономерности повреждаемости при статическом деформировании в диапазоне ε=0…20 % сталей 20, Ст3, 08Г2С и сплава *Fe*-0,09 % *С*, проявляющиеся в периодическом формировании областей различной динамики совместного развития деградации и деструкции с превалирующим влиянием каждого из процессов.

5. Экспериментально обнаружено в деформированных стали 20 и сплаве *Fe*-0,09 % *C* перераспределение углерода в феррите после предварительного статического деформирования в интервале ε = 0…20 %. Высказана гипотеза о миграции *C,N* к ювенильным поверхностям и изменении их рельефа (реализация растворно-осадительного механизма) и влиянии этих процессов на микроискажения в объёме и локальных зонах их концентрации.

6. Определена величина порогового напряжения (~130 МПа) в водородных коллекторах, превышение которых приводит к активному охрупчиванию малоуглеродистых сталей при электролитическом насыщении с реализацией эффекта водородной локализации пластичности.

**ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

**публикации в рецензируемых научных журналах и изданиях:**

1. Чуканов, А.Н. Развитие деградации и начальные стадии повреждаемости малоуглеродистой стали при деформировании [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // Известия Тульского государственного университета. Естественные науки. – Вып.1. - 2010. - С. 160-166.

2. Чуканов, А.Н. Развитие деградации и начальные стадии разрушения малоуглеродистой стали [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки.- 2010. - Т.15. - Вып.-3. – С. 985-986.

3. **Яковенко, А.А.** Роль водорода в деградации и накоплении поврежденности малоуглеродистой стали [Текст] / **А.А. Яковенко** // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки.- 2010. - Т.15. - Вып.-3. – С. 1283-1286.

4. Чуканов, А.Н. Роль водорода в деградации и деструкции сплавов системы Fe-C [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** , Е.В. Якунова // Естественные и технические науки.- 2011.- №1. – С. 21-23.

5. Чуканов, А.Н. Механическая спектроскопия в изучении стадийности деградации и разрушения сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // Конденсированные среды и межфазные границы. – Т.3. - №3. – 2011. – С. 369-373.

6. Чуканов, А.Н. Использование и перспективы метода внутреннего трения в оценке деградации и деструкции железо - углеродистых сплавов [Текст] / А.Н.Чуканов, Д.М. Левин, **А.А. Яковенко** // Известия РАН. Серия Физическая.-2011.- Т.75- № 10, С.1423-1427.

7. Chukanov, A.N. Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys [Текст] / A.N. Chukanov, D.M. Levin, **A.A. Yakovenko** // ISSN1062-8738. Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, -2011,-Vol. 75,- № 10,- pp. 1340-1344.

8. Чуканов, А.Н. Водородная деградация и повреждаемость малоуглеродистых сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // Конденсированные среды и межфазные границы. – Т.14. - №1. – 2012. – С. 100-103.

9. Чуканов, А.Н. Роль водорода в деградации и деструкции малоуглеродистых сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // Известия Тульского государственного университета. Естественные науки. – 2012.-Вып.1.- С. 211-219.

10. Чуканов, А.Н. Дислокационная динамика в изучении стадийности развития деградации и разрушения малоуглеродистых сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // Известия Тульского государственного университета. Естественные науки. – 2012.-Вып.1.- С. 220-228.

11. Чуканов, А.Н. Влияние поверхностной активности углерода на микроструктуру и эффекты неупругости в сплавах Fe-C [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // Конденсированные среды и межфазные границы – 2012.- Т. 14.- №2.- С.256 –261.

**статьи и материалы конференций,** основные их которых:

12. Чуканов, А.Н. Анализ температурного спектра внутреннего трения для описания деградации и деструкции сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // «Взаимодействие дефектов и неупругие явления в твердых телах» (IIAPS XI): сборник торудов XI Межд. Конф. - Тула: ТулГУ, 2008.- С. 90-96.

13. Чуканов, А.Н. Температурный спектр внутреннего трения в анализе деградации и деструкции сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // «Актуальные проблемы прочности»: метериалы. XLVII межд. конф. – Н.Новгород, 2008.- Часть 1. - С. 243-245.

14. **Яковенко, А.А.** Стадийность накопления поврежденности в малоуглеродистой стали при деформировании и наводороживании [Текст] / **А.А. Яковенко** // X Межд. науч.-техн. Уральская школа-семинар металловедов-молодых ученых: Матер. конф. – Екатеринбург: УГТУ УПИ, 2009. – С.196-197.

15. Чуканов, А.Н. Специфика природы деструктивных воздействий и характер повреждаемости углеродистых сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // XIX Петербургские Чтения по проблемам прочности: Сб. матер. – С-Пб., Россия, 2010 г. – Часть 1. – С. 237-239.

16. Чуканов, А.Н. Детализация процессов деградации и повреждаемости малоуглеродистых сталей по данным внутреннего трения [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // «Прочность неоднородных структур» (ПРОСТ 2010): сборник трудов V Евразийская научно-практ. Конф. – Москва, 2010. – С. 48.

17. Чуканов, А.Н. Внутреннее трение – как основа структурного моделирования поврежденности сплавов Fe-C [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко, Е.В. Якунова** // «Актуальные вопросы современной науки и образования»: материалы V Общеросс. научн.-практич. конф. с межд. участием.- Красноярск: Научн. Инновац. Центр, 2010.- С. 205-209.

18. **Яковенко, А.А.** Динамика дефектов строения – как инструмент изучения деградации и разрушения сплавов системы Fe-C. Стадийность, механизмы, методики исследования и оборудование [Текст] / **А.А. Яковенко**, А.Н.Чуканов, // «Физическое материаловедение»: сборник докладов V Межд. школа.– Тольятти: ТГУ, 2011. - С.226-230.

19. Чуканов, А.Н. Комплексный анализ параметров диссипации и акустической эмиссии в оценке поврежденности сплавов Fe – C [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко**, М.В. Жачко // «Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials» - DFMN-2011: сборник материалов IV Межд. конф. - М.: ИМЕТ РАН, 2011. – С. 801-802.

20. Зелевинский, А.К. Автоматизация измерений внутреннего трения и модуля упругости в оценке поврежденности сталей [Текст] / Зелевинский А.К., **Яковенко А.А.** // XII Межд. научно-техн. Уральская школа-семинар металловедов – молодых ученых: Сб. науч. тр. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. - С.137.

21. Чуканов, А.Н. Внутреннее трение и феноменологическая модель деформационной повреждаемости малоуглеродистых сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко** // Materials of international scientific – practical conference «STRUCTURAL RELAXATION IN SOLIDS», May 29-31, 2012, Vinnitsa, Ukraine. – P. 86-87.

22. Чуканов, А.Н. Внутреннее трение, акустоэмиссионная и ультрозвуковая диагностика водородной повреждаемости малоуглеродистых сталей [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко**, М.В. Жачко // Materials of international scientific – practical conference «STRUCTURAL RELAXATION IN SOLIDS», May 29-31, 2012, Vinnitsa, Ukraine. – P. 88-90.

23. Чуканов, А.Н. Контроль поврежденности малоуглеродистой стаей методами диссипации энергии [Текст] / А.Н.Чуканов, **А.А. Яковенко**, М.В. Жачко // «Прочность неоднородных структур» (ПРОСТ 2012): сборник трудов VI Евразийской научно-практ. конф.- Москва, 2012. - С. 163.

Подписано в печать «*25*» сентября 2012г. Формат 60x84 1/16.

Бумага офсетная. Печ. л. 1,0. Тираж 120 экз. Заказ *123*

Юго-Западный государственный университет.

305040, г. Курск, ул. 50 лет Октября, 94.

Отпечатано в ЮЗГУ.

1. Гладышев Г.П. Кинетическая термодинамика как физико-химическая основа получения материалов в условиях самосборки//МиТОМ.-2006.-№9.-С.8-11. [↑](#footnote-ref-1)
2. Муравлева Л.В. Диссертация на соиск. уч. степени канд. техн. наук.- Тула: ТулГУ, 1997.-187 с. [↑](#footnote-ref-2)