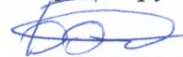


ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ИМ. А.А. БАЙКОВА
РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК
(ИМЕТ РАН)

На правах рукописи



БОЛОТНИКОВ АЛЕКСЕЙ ИГОРЕВИЧ

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ
ДЕГРАДАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В
ПРОЦЕССЕ НАГРУЖЕНИЯ МЕТОДАМИ МЕХАНИКИ
И ФИЗИКИ РАЗРУШЕНИЯ**

Специальность: 2.6.1.— Металловедение и термическая
обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
Главный научный сотрудник, профессор, д.т.н.
Ботвина Людмила Рафаиловна

Москва – 2026

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	5
Глава 1. Деградация конструкционных материалов в процессе нагружения: методы оценки, механизмы и критерии.....	11
1.1. Основные подходы и методы анализа деградации конструкционных материалов	11
1.2 Критерии и механизмы деградации материала при различных условиях нагружения.....	24
1.3. Физические методы исследования деградации конструкционных материалов	31
Выводы по главе 1	45
Глава 2. Материалы и методы исследования	48
2.1. Химический состав, структура и механические свойства исследуемых материалов	48
2.2. Методика испытаний исследуемых сталей до и после предварительного циклического нагружения.....	56
2.3. Метод акустической эмиссии	57
2.4. Метод цифровой корреляции изображений.....	59
2.5. Методы исследования структуры, макро- и микрорельефа изломов.....	60
Выводы по главе 2	60
Глава 3. Взаимосвязь механических и физических характеристик исследуемых сталей при растяжении	62
3.1. Критические точки на диаграмме растяжения	62
3.2. Стадийность и характеристики разрушения стали F500W	65
3.3. Стадийность и характеристики разрушения стали 15Х2ГМФ ...	69

3.4. Влияние размера зерна на стадийность разрушения аустенитной стали 12X18H10T	73
3.5. Особенности процесса разрушения стали 316L, полученной аддитивным методом	81
3.6. Иерархия поврежденности	86
3.7. Влияние структуры, прочностных свойств исследуемых сталей и технологии изготовления на оцененные критерии.....	89
Выводы по главе 3.	94
Глава 4. Влияние циклической деградации на изменения механических и физических характеристик исследуемых материалов	96
4.1. Режимы предварительного циклического нагружения.....	96
4.2. Изменения механических свойств	99
4.3. Изменения параметров акустической эмиссии.....	109
4.4. Изменение кинетики и характеристик пластических зон.....	125
4.5. Изменение рельефа изломов.....	139
4.6. Взаимосвязь оцененных характеристик и установление критериев циклической деградации.....	157
4.7. Работа разрушения как информативный параметр циклической деградации материала.....	161
Выводы по главе 4	168
Глава 5. Апробация установленных критериев деградации на примере стали 15X13H2, подвергнутой коррозионным испытаниям.....	171
5.1. Результаты механических испытаний	171
5.2. Параметры акустической эмиссии	172
5.3. Характеристики поля деформаций по данным КЦИ.....	174

5.4. Анализ критериев деградации в условиях коррозии под напряжением.....	175
Выводы по главе 5	176
Заключение	177
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	180
ПРИЛОЖЕНИЕ.....	209

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность и степень разработанности темы исследования

Конструкционные материалы в процессе эксплуатации подвергаются циклическим нагрузкам, постепенно накапливая структурные повреждения, которые приводят к снижению механических свойств и несущей способности. Диагностика степени накопленной поврежденности и прогнозирование остаточного ресурса являются необходимыми условиями обеспечения надежности ответственных конструкций в судостроении, нефтегазовой и энергетической отраслях. Предварительное циклическое воздействие с последующим статическим нагружением позволяет контролируемым образом воспроизводить различные стадии деградации и исследовать их влияние на механические и физические свойства материала, что дает возможность целенаправленно варьировать степень поврежденности и изучать её влияние в рамках единого эксперимента.

Традиционные методы оценки механических свойств дают лишь интегральную характеристику состояния материала на момент разрушения и не позволяют отслеживать кинетику накопления повреждений в реальном времени. В связи с этим возникает потребность в методах непрерывного неразрушающего мониторинга деградации. В качестве инструмента, обеспечивающего эффективный мониторинг процесса деградации, предложено совместное применение методов акустической эмиссии (АЭ) и корреляции цифровых изображений (КЦИ), которые обеспечивают взаимодополняющую информацию: метод АЭ позволяет регистрировать акустические сигналы, отвечающие за возникновение, рост и накопление повреждений в объеме материала в режиме реального времени, тогда как метод КЦИ обеспечивает прямое измерение полей деформации на поверхности образца.

Вопросы неразрушающей диагностики деградации конструкционных материалов методами АЭ и КЦИ отражены в работах Башкова О.В., Ботвиной Л.Р., Буйло С.И., Виноградова А.Ю., Горкунова Э.С., Иванова В.И.,

Матвиенко Ю.Г., Махутова Н.А., Петерсен Т.Б., Степановой Л.Н., Серьезнова А.Н., а также зарубежных авторов Carpinteri A., Grosse C.U., Ohtsu M., Sause M.G.R. Shiotani T. и др. Систематические исследования конструкционных сталей с различной структурой по схеме «циклика–статика» с применением комплекса АЭ и КЦИ в рамках единого подхода до настоящего времени не проводилось, что определяет актуальность настоящей работы.

Цель диссертационной работы - установление диагностических критериев оценки степени циклической деградации, обеспечивающих повышение достоверности неразрушающего контроля и прогнозирования остаточного ресурса критически значимых объектов судостроения, нефтегазовой отрасли и энергетики на основе комплексного анализа параметров акустической эмиссии и полей локальных деформаций, регистрируемых методом корреляции цифровых изображений.

Основные задачи исследования

1. Провести экспериментальные исследования бейнитных и аустенитных сталей при статическом растяжении с одновременной регистрацией параметров АЭ и КЦИ; установить стадийность процесса разрушения и определить характерные точки на диаграмме деформирования, соответствующие смене стадий.

2. Для сталей с различной микроструктурой и технологией изготовления установить закономерности изменения параметров АЭ и КЦИ в результате циклической деградации после предварительного циклического нагружения с последующим растяжением.

3. Выявить взаимосвязь между параметрами АЭ, характеристиками пластических зон по данным КЦИ и структурными изменениями материалов; определить диагностические критерии циклической деградации.

4. С целью оценки применимости предложенных критериев к иному виду деградации, провести их апробацию на примере трубной стали 15X13H2, подвергнутой коррозионному воздействию.

Научная новизна работы

- установлены общие закономерности изменения параметров акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений в результате циклической деградации бейнитных (F500W, 15X2ГМФ) и аустенитных сталей (12X18Н10Т и 316L, полученной методом селективного лазерного сплавления);
- по данным КЦИ определены площади слабо- (S_L) и сильнодеформированной (S_H) пластических зон, деформационные зависимости которых отражают стадийность процесса разрушения;
- предложен комплекс диагностических критериев циклической деградации: с ростом относительной долговечности (N/N_f) снижаются активность ($\dot{N}_{АЭ}$), суммарное число ($\Sigma N_{АЭ}$), $b_{АЭ}$ -параметр и площади пластических зон (S_L) и (S_H), тогда как максимальная главная деформация (ϵ_{lmax}) и угол нарастания (RA) возрастают; установлена информативность предложенных критериев деградации при коррозионных испытаниях трубной стали 15X13Н2;
- из анализа второй производной напряжения по деформации впервые выделена характерная точка σ_{D2} на диаграмме деформирования, соответствующая началу локализации деформации и формирования сильнодеформированной пластической зоны; физическая обоснованность характерной точки подтверждена прямыми наблюдениями накопления микротрещин и деформационными зависимостями параметров АЭ и КЦИ;
- выявлено влияние микроструктуры и технологии изготовления на изменения вследствие циклической деградации механических свойств, параметров АЭ и КЦИ вследствие циклической деградации; фазовое превращение в нестабильной аустенитной стали 12X18Н10Т и технологические дефекты аддитивной стали 316L определяют специфику их акустического отклика и характера локализации деформации;

– получены зависимости параметров АЭ и КЦИ от размера зерна для стали 12Х18Н10Т после термической обработки подобные соотношению Холла–Петча.

Теоретическая и практическая значимость работы

Критерии оценки степени деградации, основанные на комплексном анализе параметров АЭ и КЦИ, могут лечь в основу методик прогнозирования остаточного ресурса конструкционных материалов для критически значимых объектов в судостроении, нефтегазовой отрасли и энергетике, выполненных из арктической судостроительной стали F500W и стали нефтяных насосных штанг 15Х2ГМФ. Полученные результаты представляют практическую ценность для решения задач по обеспечению промышленной безопасности и могут быть использованы при разработке новых и совершенствовании существующих систем неразрушающего контроля и технической диагностики. Результаты работы внедрены в деятельность ООО «Центр исследований экстремальных ситуаций».

Методология и методы диссертационного исследования

Экспериментальное исследование закономерностей деградации конструкционных сталей осуществлялось с использованием комплекса современного испытательного оборудования. Механические испытания при статическом и циклическом нагружении проводились на установках Instron 3382 (100 кН) и Instron 8801 (100 кН). Регистрация сигналов акустической эмиссии выполнялась с помощью системы Express-8 (Mistras, США) и пьезоэлектрических широкополосных датчиков Mini30S в диапазоне частот 270–970 кГц. Оценка полей деформации и характеристик пластических зон методом КЦИ производилась с применением цифровой видеокамеры DMK 33UX250 (5 Мп) и программного обеспечения Ncorr. Исследование микроструктуры и поверхностей изломов выполнялось с использованием растрового электронного микроскопа LEO 1420 и электронно-зондового микроанализатора JEOL JXA-iSP100.

Положения, выносимые на защиту

1. Комплекс диагностических критериев циклической деградации бейнитных и аустенитных конструкционных сталей по механическим свойствам, параметрам АЭ ($\dot{N}_{АЭ}$, $\Sigma N_{АЭ}$, $b_{АЭ}$, RA) и КЦИ (S_L , S_H , ε_{lmax}).
2. Взаимосвязь параметров акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений с относительной циклической долговечностью (N/N_f) исследуемых сталей; параметров АЭ - с размером слабдеформированной зоны пластической деформации S_L при растяжении сталей F500W и 316L; параметров АЭ и размеров пластических зон с размером зерна в стали 12X18H10T.
3. Определение характерной точки σ_{D2} на диаграмме деформирования, соответствующей началу формирования сильнодеформированной пластической зоны, и её взаимосвязь с параметрами АЭ и КЦИ.
4. Результаты апробации разработанных критериев на примере коррозионной деградации стали 15X13H2, подтверждающие применимость предложенного подхода к иному виду эксплуатационного воздействия.

Достоверность результатов

Достоверность и обоснованность научных положений, выводов и рекомендаций обеспечивается использованием современного аттестованного оборудования, применением стандартизированных методик испытаний, комплексным подходом с использованием нескольких взаимодополняющих методов исследования (механические испытания, АЭ, КЦИ, фрактография) и репрезентативностью использованных материалов. Результаты работы получены в рамках исследований по проектам Российского научного фонда (проект № 19-19-00674, проект № 23-19-00784).

Личный вклад автора

Совместно с научным руководителем составлен план исследований. Соискателем лично выполнен анализ современного состояния по теме работы, проведены экспериментальные исследования с использованием методов акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений, разработано

программное обеспечение для количественного анализа размеров пластических зон, выполнены анализ и интерпретация полученных экспериментальных результатов, полученных методами АЭ и КЦИ. Совместно с научным руководителем и соавторами подготовлены и опубликованы статьи в научных журналах.

Апробация результатов

Основные результаты были представлены на шести российских и международных конференциях и форумах:

- Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов (2020, 2022, 2023 гг.);
- Всероссийской конференции с международным участием «Актуальные проблемы метода акустической эмиссии» (АПМАЭ 2024);
- Всероссийской конференции «Актуальные проблемы прочности» (АПП-2023), Санкт-Петербург, 2023;
- Международной конференции 4th International Workshop on Plasticity, Damage and Fracture of Engineering Materials, 24-26 September 2025, İstanbul

Публикации

Результаты исследований по теме диссертационной работы опубликованы в 10 научных статьях из них 8 в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК и 2 в журналах, индексируемых в Web of Science и Scopus.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения и списка использованной литературы. Общий объем работы – 209 страниц, включая 20 таблиц, 95 рисунков и 1 приложение. Библиографический список включает 234 наименования.

Глава 1. Деградация конструкционных материалов в процессе нагружения: методы оценки, механизмы и критерии

Свойства конструкционных материалов при эксплуатации необратимо ухудшаются из-за комплекса физико-химических процессов. Это явление, известное как деградация, представляет собой фундаментальную проблему, лежащую в основе оценки долговечности и надежности инженерных систем в таких критически важных областях, как аэрокосмическая отрасль, энергетика и транспорт. Прогрессирующее ухудшение механических характеристик материалов под воздействием статических, циклических или динамических нагрузок не только снижает эксплуатационный ресурс конструкции, но и может стать причиной внезапных отказов, вызывающих значительные экономические и экологические риски [1; 2].

Анализ механизмов деградации является ключевой задачей для перехода от эмпирических подходов к прогнозированию ресурса, основанному на физических принципах. Эти механизмы, часто взаимосвязанные и действующие на различных масштабных уровнях - от движения дислокаций до образования макроскопических трещин, определяют кинетику накопления повреждений. Поэтому разработка критериев, количественно связывающих механические и физические параметры материалов с интенсивностью процессов деградации, составляет центральную задачу современного материаловедения и механики разрушения.

1.1. Основные подходы и методы анализа деградации конструкционных материалов

Поскольку деградация материалов затрагивает множество научных областей, ее анализ требует междисциплинарного подхода. Понимание механизмов, приводящих к ухудшению основных механических и физических свойств материала изделий, имеет решающее значение для обеспечения надежности и безопасности конструкций в самых различных отраслях промышленности. Основные подходы к анализу деградации можно условно разделить на две ключевые категории: **экспериментальные** и **теоретические**.

Экспериментальные подходы к анализу деградации конструкционных материалов играют решающую роль, позволяя наблюдать за изменениями структуры и свойств материалов под воздействием различных факторов. Основные методы экспериментальных исследований процесса деградации включают:

- **Оценку стандартных механических свойств** материала (прочности, пластичности, твердости, трещиностойкости, микротвердости и др.), которые часто снижаются в процессе деградации материала. Так, о развитии этого процесса свидетельствует снижение при растяжении предела прочности, модуля упругости и относительного удлинения после внешнего воздействия (например, циклического нагружения, высокой температуры [3; 4] или коррозии [5; 6]). *Испытания на усталость* позволяют оценить степень деградации материала при циклическом нагружении, сопровождающейся образованием и ростом микротрещин [7; 8], что в конечном итоге приводит к разрушению. В процессе *испытаний на ударную вязкость* определяют энергию, необходимую для разрушения образца с надрезом. Снижение ударной вязкости свидетельствует о деградации материала, например, в результате водородного охрупчивания [9; 10] или радиационного повреждения [11; 12]. *Испытания на твердость* позволяют оценивать сопротивление материала пластической деформации, являющегося индикатором структурных изменений, например старения [13; 14] или охрупчивания [15; 16].
- **Оценку коррозионной стойкости материалов**, направленную на изучение деградации материала при взаимодействии материала с окружающей средой. Одним из распространенных методов определения стойкости трубных сталей в коррозионной среде является *метод оценки характеристик коррозии под напряжением* [17], связанный с испытаниями гладких или надрезанных образцов в коррозионной среде. Образцы подвергают воздействию постоянной нагрузки при контакте с коррозионной средой. Подобные испытания приводят к многократному снижению стандартных механических

свойств материала [18]. Этот метод является важным для оценки коррозионной стойкости конструкционных материалов, работающих в условиях реального нагружения, а также для прогнозирования их остаточного ресурса. Для ускоренной оценки стойкости материала к коррозии проводят и *испытания в камере солевого тумана*, для чего образцы помещают в камеру, в которой распыляется раствор соли, имитирующий агрессивную морскую среду (ГОСТ 9.308-85). Для оценки скорости электрохимической коррозии используются *электрохимические методы*, такие, как поляризационные измерения и электрохимическая импедансная спектроскопия, позволяющие не только оценить скорость коррозии [19], но и понять её механизм [20]. Одним из простых и эффективных методов является *метод измерения потери массы*. Образец взвешивают до и после выдержки в агрессивной среде. Потеря массы исследуемого материала прямо пропорциональна степени поврежденности в условиях коррозии [21; 22].

- ***Оценку структурных изменений***, отражающую влияние деградации на микроструктуру и особенности изломов материала. *Оптическая, сканирующая* [23] и *просвечивающая электронная микроскопия* [24; 25] позволяют визуализировать поверхность и внутреннюю структуру материала, выявлять трещины, поры, изменения структуры материала и фазовые превращения. *Рентгеноструктурный анализ* используется для определения кристаллической структуры материала и выявления фазовых превращений, которые могут происходить при деградации, например образование хрупких интерметаллических фаз [26; 27]. В работах Ботвиной Л.Р. и Клевцова Г.В. этот метод, вероятно, впервые был применен для оценки размера сильно и слабodeформированной пластических зон – основных параметров механики разрушения [28; 29], чувствительных к деградации свойств материала как при статическом, так и циклическом нагружении. *Спектроскопические методы*, такие как ИК-спектроскопия или спектроскопия комбинационного рассеяния (Раман-спектроскопия), используются для анализа химических изменений в полимерных материалах [30]. *Метод гидростатического взвешивания*

позволяет оценивать степень поврежденности и уровень пористости материала до и после нагружения.

- **Оценку физических свойств посредством неразрушающего контроля**, которая широко используется для контроля степени деградации уже эксплуатируемых конструкций. *Ультразвуковой контроль* применяют для обнаружения внутренних дефектов (трещин, пустот и включений), которые могут развиваться в процессе эксплуатации материала [31; 32]. *Вихревой контроль* применяется для обнаружения поверхностных и подповерхностных дефектов в электропроводящих материалах [33; 34]. *Метод измерения электросопротивления*, позволяет выявлять скрытые дефекты, такие как микротрещины, поры и коррозионные повреждения, которые увеличивают электросопротивление материала [35]. Например, в металлах, по мере развития коррозии, площадь сечения проводника уменьшается, что приводит к росту электросопротивления [36]. Этот метод также эффективен при контроле качества сварных швов [37]. При *термографическом контроле* используют инфракрасные камеры для обнаружения температурных аномалий на поверхности материала, которые могут быть связаны с внутренними дефектами или изменениями теплопроводности, вызванными деградацией [38; 39]. *Метод акустической эмиссии* основан на регистрации упругих волн, которые возникают в материале в процессе его деградации, например, при росте трещин, скольжении дислокаций или разрушении волокон в композитах. Способность акустической эмиссии в реальном времени реагировать на развитие дефектов делает ее важнейшим инструментом мониторинга состояния целостности материала с целью обеспечения безопасной эксплуатации конструкций при различных условиях нагружения [40]. Сравнительно новый *метод корреляции цифровых изображений* основан на анализе цифровых изображений поверхности материала, полученных в процессе нагружения исследуемого объекта, для измерения полей перемещений на поверхности образца. Он позволяет точно определять локальные деформации, которые могут предшествовать образованию трещин

[41; 42], что особенно полезно для анализа напряженного состояния вблизи концентраторов напряжений [43].

Выбор конкретного метода зависит от типа материала, предполагаемого механизма деградации и условий эксплуатации. Для оценки полной картины состояния материала необходимо использовать комбинацию нескольких методов. На основе полученных с помощью экспериментальных методов данных разрабатываются и проверяются теоретические подходы к анализу деградации, которые рассмотрены далее.

Теоретические подходы к анализу деградации конструкционных материалов позволяют моделировать и прогнозировать поведение материалов под воздействием различных факторов. Основные подходы можно разделить на несколько категорий:

Термодинамический подход основывается на принципах термодинамики необратимых процессов, т.е. на рассмотрении деградации как процесса, приводящего к установлению нового равновесного состояния. Ключевым понятием здесь является свободная энергия Гиббса (G), изменение которой (ΔG) определяет направление процесса. Процессы, приводящие к деградации (например, коррозия или окисление), протекают при условии $\Delta G < 0$. Термодинамическая основа коррозии характеризует деградацию материала путем корреляции энтропии с такими параметрами, как разность потенциалов и скорость электрохимической коррозии. Этот подход был экспериментально проверен для анализа процессов деградации в низкоуглеродистой стали и алюминиевых сплавах [44]. Использование законов термодинамики при анализе усталости, включающее оценку рассеивания энергии в результате микропластической деформации и внутреннего трения, было эффективным при прогнозировании мало- и многоциклового усталости таких металлов, как нержавеющая сталь AISI 304 и углеродистая сталь AISI 1018 [45]. Ключевыми результатами последних двух десятилетий стали теорема деградации–энтропии [46], связывающая степень деградации с парциальными вкладами различных диссипативных процессов, а

также единая теория механики [47], вводящая термодинамический индекс состояния и позволяющая прогнозировать кривые S–N без эмпирических законов эволюции поврежденности. Термодинамический подход был расширен на коррозионную усталость с учетом электрохимической энтропии [48] и на совместное действие нагружения и трения в рамках механотермодинамики Сосновского [49]. Экспериментальной базой развития термодинамического подхода служит инфракрасная термография, позволяющая прогнозировать ресурс по начальной скорости нагрева образца [50]. Нерешенными остаются проблемы измерения малых тепловыделений в многоцикловой области и установления прямой связи макроскопической энтропии с дискретными микроструктурными событиями.

Кинетический подход, в отличие от термодинамического, фокусируется на скорости протекания процессов деградации. Он использует законы химической кинетики и теории переноса массы и энергии. Основным инструментом здесь является уравнение Аррениуса, которое связывает скорость процесса с температурой и энергией активации. Например, при изучении коррозии углеродистой стали в соляной кислоте в работе [51] была оценена энергия активации, чтобы понять влияние температуры и ингибиторов на скорость коррозии. Как известно присутствие ингибиторов увеличивает энергию активации химической реакции благодаря созданию защитной пленки на поверхности металла, что приводит к снижению скорости коррозии. Кинетическая теория прочности, развитая С.Н. Журковым [52], рассматривает разрушение твердых тел как процесс постепенного накопления нарушений сплошности, в котором решающую роль играют тепловые флуктуации. Эта теория была применена для моделирования разрушения материалов при усталости и показала, что количество циклов до разрушения увеличивается с частотой нагружения, а рост повреждений за цикл уменьшается [53]. Н. Mughrabi [54] показал, что формирование полос скольжения в процессе циклического нагружения управляется кинетикой необратимого скольжения, причем скорость накопления вакансионных

диполей и интрузий на поверхности подчиняется аррениусовской зависимости от температуры, что прямо соответствует структуре уравнения С.Н. Журкова. M.D. Sangid [55] сформулировал это представление количественно, вычислив методами молекулярной динамики энергетические барьеры для зарождения усталостной трещины на границах зерен и двойников, и показал, что вероятность инициации трещины определяется соотношением между этими барьерами и накопленной упругой энергией, играющей в кинетической теории роль механической работы, понижающей эффективный барьер разрушения. D.L. McDowell et. al [56] продемонстрировали, что микропластические модели, включающие термически активированное скольжение с энергией активации порядка 1–3 эВ для сталей с объемно-центрированную кубической решеткой, воспроизводят экспериментально наблюдаемое влияние температуры и скорости деформации на скорость роста коротких усталостных трещин. Авторы обзора [57] обобщили данные о том, что для ферритно-перлитных и мартенситных сталей переход от межзеренного к внутризеренному механизму усталостного разрушения контролируется кинетической конкуренцией между пластической диссипацией у вершины трещины и зернограницным охрупчиванием, причем соотношение скоростей этих процессов зависит от температуры по экспоненциальному закону. Y. Murakami [58] показал, что в гигацикловом диапазоне усталостные трещины возникают на внутренних включениях. Деградация стали при усталостном нагружении трактуется в рамках кинетической теории как прогрессивное снижение эффективного энергетического барьера вследствие накопления дислокационных субструктур, вакансионных кластеров и микротрещин. Когда коррозионная среда или растворенный водород дополнительно понижают когезионную энергию границ зерен, кинетика усталостного повреждения резко ускоряется. R.P. Wei [59] формализовал эту связь, описав скорость роста коррозионно-усталостной трещины как суперпозицию механической и химической компоненты, каждая из которых характеризуется собственной энергией активации.

Подходы механики разрушения. Механика разрушения обеспечивает количественную основу для описания деградации материала при различных условиях нагружения, связывая изменения микроструктурного состояния с измеряемыми параметрами статической K_{IC} и циклической трещиностойкости K_{fC} , а также с пороговым размахом коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} , и параметрами C и m соотношения Пэриса ($da/dn = C(\Delta K)^m$, где a – длина трещины, n – число циклов нагружения). По мере деградации стали вследствие наводороживания, коррозионного повреждения, радиационного или термического охрупчивания эти параметры изменяются: ΔK_{th} снижается, кривая $da/dn - \Delta K$ сдвигается в область более высоких скоростей роста, а критический размер трещины уменьшается. В работе [60] систематизировали физические и механические факторы, определяющие ΔK_{th} в конструкционных сталях, показав, что пороговое значение контролируется шероховатостью поверхностей трещины, закрытием трещины, вызванным оксидами и пластической деформацией, а также взаимодействием вершины трещины с микроструктурными барьерами – границами зерен и межфазными границами. Процессы деградации изменяют условия закрытия трещины, что детально проанализировали авторы исследования [61], установив, что корректный учет стадийности закрытия усталостной трещины при различных условиях нагружения необходим для точного прогноза скорости роста трещин в реальных конструкциях.

Существенную роль в процессе циклической деградации играет взаимодействие трещины с дефектами, концентрация и характер которых изменяются в процессе эксплуатации. В работе [62] показано, что в рамках механики разрушения дефект (включение, пора, коррозионная язва) трактуется как начальная трещина эквивалентного размера, для которой определяется начальный ΔK и проверяется условие $\Delta K > \Delta K_{th}$. Деградация стали, порождающая новые дефекты (водородные блистеры, питтинги, радиационные поры) или увеличивающая существующие, снижает допустимый размер начального дефекта при заданной амплитуде напряжений и смещает диаграмму Китагавы–Такахаша, построенную в координатах

амплитуда напряжений - размер дефекта, в область более низких пороговых напряжений, что свидетельствует о снижении сопротивления материала усталостному разрушению. Y. Murakami [58] показал возможность прогнозирования предела усталости подвергнутой деградации стали по размеру наиболее опасного дефекта и твердости матрицы, чувствительной к микроструктурным изменениям. На микромеханическом уровне процесс циклической деградации включает в себя конкуренцию межзеренного и внутризеренного механизмов продвижения трещины, соотношение которых определяется состоянием границ зерен и условиями локализации пластической деформации у вершины трещины. Авторы работы [57] показали, что типичный для охрупченных состояний переход к внутризеренному усталостному разрушению снижает эффективную вязкость разрушения и ускоряет рост трещины в области порогового значения коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} , наиболее значимой для долговечности материала. Для сварных соединений, где деградация усугубляется неоднородностью микроструктуры и остаточными напряжениями, авторы исследования [63] разработали процедуру оценки, объединяющую эволюцию механических свойств зоны термического влияния при эксплуатации с расчетом движущей силы роста трещины по J-интегралу, что позволяет оценивать остаточный ресурс сварных конструкций с учетом реального уровня деградации.

Подходы механики поврежденности. Механика поврежденности формировалась как самостоятельная дисциплина начиная с работ Качанова [64] и Работнова [65], предложивших концепцию эффективного напряжения - фундаментального инструмента, связывающего макроскопическое поведение материала с накоплением рассеянных дефектов. Введенный ими параметр поврежденности $\omega \in [0,1]$ описывает снижение несущей способности сечения вследствие роста микропор и микротрещин, трактуя деградацию как постепенное накопление повреждений во времени, а не как одномоментное

образование магистральной трещины. При ползучести широко применяется **степенной закон Качанова -Работнова (1):**

$$\dot{\omega} = B \frac{\sigma^m}{(1-\omega)^k}, \quad (1)$$

где σ – напряжение, ω – параметр поврежденности, а B , m и k – константы материала, определяемые по кривым ползучести и длительной прочности. Механика поврежденности сплошных сред описывает постепенную деградацию материала путем использования внутренней переменной D , входящей в соотношение для определения эффективного напряжения $\sigma_{eff} = \sigma / (1 - D)$ и эволюционирующей от нуля до критического значения D_c , соответствующего зарождению макротрещины. Термодинамически согласованные формулировки, систематизированные в монографиях J. Lemaitre [66] и S. Murakami [67], остаются фундаментом современных моделей. За последнее десятилетие основные усилия были направлены на преодоление ограничений классических подходов: линейное правило суммирования Палмгрена–Майнера систематически переоценивает ресурс материала при нагружении с переменной амплитудой, тогда как нелинейные модели, использующие энергию диссипации за цикл в качестве управляющего параметра, существенно лучше согласуются с экспериментом [68]. Развивая термодинамическую трактовку, M. Liakat и M. Khonsari [69] показали, что накопленная к моменту разрушения энтропия является инвариантной характеристикой материала, пригодной в качестве универсального критерия поврежденности.

Для описания многоциклового усталости, при которой макроскопическое поведение материала остается упругим, а повреждение зарождается вследствие микропластичности на уровне отдельных зерен, развиваются двухмасштабные модели [70] [71], связывающие микронапряжения в неблагоприятно ориентированных зернах с макроскопической кинетикой поврежденности. R. Alessi [72] и P. Carrara [73] предложили формулировки, в которых критическая энергия разрушения G_c снижается с развитием усталости, что позволяет описать и зарождение, и рост трещины единым

уравнением. J. Ulloa с соавторами [74] связали этот подход с циклической пластичностью, а C. Schreiber [75] верифицировал его по данным испытаний стальных образцов. Этот подход был также распространен на задачи коррозионной усталости с учетом диффузии водорода [76; 77].

Статистический подход. Стохастическая природа разрушения, обусловленная микроструктурной неоднородностью, разбросом свойств материала и вариативностью дефектной структуры, делает статистические методы неотъемлемой частью прогнозирования долговечности конструкционных сталей. В области вероятностного описания усталостных кривых S–N важным достижением стала унифицированная модель Кастильо и Фернандес-Кантели [78], построенная на теории экстремальных значений и обеспечивающая согласованное описание семейства кривых усталости через обобщенное распределение Вейбулла. Эта модель была развита в исследовании [79], объединившем вероятностный S–N-подход с локальным деформационным критерием, а также в работе [80], показавшей необходимость учета дисперсии долговечности. В сверхмногоцикловой области ($N > 10^7$) смена механизма зарождения трещин с поверхностного на внутренний приводит к бимодальности распределения долговечности, что требует разработки моделей с конкурирующими рисками [81]. Связь между дефектами микроструктуры и пределом выносливости получена через статистику экстремальных значений размеров включений в подходе Y. Murakami [58], позволяющем также описать масштабный эффект [82]. В рамках вероятностной механики разрушения стохастическое обобщение закона Пэриса сочетается с разделением неопределенностей на случайную и связанную с недостатком данных [83], а концепция эквивалентного начального размера дефекта [84] позволяет объединить S–N-подход и кинетику роста трещины в рамках единой вероятностной модели. В работе Л.Р. Ботвиной и Ю.А. Деминой [85] предложен статистический подход, связывающий параметры распределений долговечности и трещиностойкости с механизмами разрушения экспоненциальным соотношением $N = A \cdot \exp(\gamma \cdot P)$,

в котором показатель γ чувствителен к изменению механизма (например, от хрупкого к вязкому разрушению стали 22NiMoCr37 при изменении температуры). Это позволяет количественно описывать смену механизмов единым параметром γ , что выгодно отличает подход от классического анализа Вейбулла и открывает возможность для прогнозирования вероятности разрушения с учетом реальной деградации материала.

Принципиально важным стало широкое внедрение вероятностных методов: они позволяют формально объединять предварительно полученные ранее экспериментальные данные с результатами мониторинга, обновляя прогноз остаточного ресурса по мере поступления информации. X. Guan et. all [86] показали, как с помощью байесовского подхода можно сравнивать несколько конкурирующих моделей роста трещин и выбирать наиболее вероятную, а S.P. Zhu с коллегами [87] разработали на этой основе вероятностную методику. Объединение статистических моделей деградации (описывающих накопление повреждений как случайный процесс [88]) с данными, полученными с помощью мониторинга структурного состояния [89], закладывает основу концепции цифрового двойника конструкции. Наконец, методы машинного обучения используются как инструмент моделирования и обработки больших экспериментальных массивов: комплексные модели, объединяющие множество алгоритмов, демонстрируют высокую точность прогноза предела выносливости по химическому составу и режимам обработки [90]. Однако их слабая способность к экстраполяции стимулирует развитие комбинированных подходов, которые продемонстрированы в работе [91] на примере моделирования напряженно-деформированного состояния турбинных дисков.

Междисциплинарный подход с позиций теории фазовых переходов.

Развитие многих областей науки доказывает полезность междисциплинарного подхода к исследуемым явлениям, базирующегося на физической аналогии кинетики процессов в разных средах и на их общих закономерностях. Очевидно, что общность кинетических процессов в разных средах, как и

многих других явлений природы, следует искать на основе термодинамики необратимых процессов. Такой подход, позволивший связать явления, происходящие в твердых, жидких и газообразных средах и основанный на теории фазовых переходов предложен в работе [92], в которой с позиций теории фазовых переходов рассмотрены закономерности пластической деформации и разрушения твердых тел, процессы кристаллизации и течения жидкости. На основе предложенного подхода установлена взаимосвязь энергии активации в соотношении С.Н. Журкова с критическими индексами, оцененными по аналогии с теорией фазовых переходов, и с показателем степени в уравнении *P.C. Paris., F. Erdogan* Пэриса – Эрдогана. Это подтверждает вывод о возможности использования подобных подходов к описанию явлений, происходящих в разных средах, и в частности, к описанию явлений, для которых используется кинетическое уравнение Аррениуса *S.Arrhenius*. Это касается, в частности, явлений горения, теплового взрыва, самовоспламенения, кристаллизации.

Таким образом, анализ явлений, происходящих в твердом теле при разрушении, а также в жидких и газообразных средах, с позиций междисциплинарного подхода показывает, что они характеризуются подобным семейством кинетических кривых и могут быть описаны следующими соотношениями [92]:

- экспоненциальным уравнением Аррениуса, обычно используемым для описания кинетики химических реакций и предложенным С.Н. Журковым для описания долговечности твердых тел;
- степенным уравнением теории фазовых переходов, связывающим оцениваемую характеристику с параметром порядка различных систем;
- степенным уравнением, связывающим скорость процесса с управляющим параметром и подобным уравнению Пэриса-Эрдогана, характеризующему развитие усталостной трещины.

Все указанные соотношения удовлетворительно описывают поведение материала в ограниченной области изменения управляющего параметра, отвечающей области автомодельности кинетического процесса.

Представленные выше теоретические модели необходимы для понимания фундаментальных механизмов разрушения материалов, прогнозирования срока службы и обеспечения надежности и безопасности конструкций в различных отраслях промышленности. Комбинация этих подходов позволяет получать целостное представление о разрушении материалов под воздействием различных внешних факторов.

1.2 Критерии и механизмы деградации материала при различных условиях нагружения

Процессы деградации конструкционных материалов представляют собой последовательность необратимых структурных изменений: от накопления дефектов кристаллической решетки до зарождения и роста макротрещин. Характер этих изменений и, соответственно, применимые критерии оценки определяются доминирующим механизмом нагружения.

При **однократном нагружении** деградация реализуется как последовательность стадий зарождения, роста и слияния несплошностей в пластически деформируемом объеме и завершается вязким или квазихрупким разрушением. Степень предшествующей деградации (в результате длительной эксплуатации или коррозии) проявляется в снижении способности материала к пластической деформации и энергоемкости разрушения.

Хотя основными критериями сопротивления развитию трещины остаются параметры трещиностойкости K_{IC} и J_{IC} , в современных работах используются подходы двухпараметрической механики разрушения, где T -напряжения наряду с коэффициентом интенсивности напряжений (КИН) выступают в качестве дополнительных параметров для полной характеристики сопротивления инициированию и распространению трещины [93; 94]. Ю.Г. Матвиенко [95] показал, что T -напряжение (компонента поля напряжений, параллельная берегам трещины) существенно влияет на размер

пластической зоны и, соответственно, на критическое значение J -интеграла: при отрицательных T -напряжениях (низкая стесненность) реальная вязкость разрушения превышает J_{IC} , а при высокой положительной стесненности снижается до значений, составляющих 50–70 % от стандартного J_{IC} . Для подвергнутого деградации металла, в котором пластичность уже частично исчерпана, эффект стесненности усугубляется: O.Z. Student с коллегами [96] зафиксировали падение J_{IC} стали 12Х1МФ после $1,3 \times 10^5$ ч эксплуатации, причем J_{IC} после эксплуатации оказался еще более чувствительным к геометрии образца, чем в исходном состоянии.

Альтернативный подход, основанный на локальной плотности энергии деформации, развитый F. Berto и P. Lazzarin [97], связывает критическое условие разрушения со средним значением плотности энергии деформации $\bar{W}$ в контрольном объеме радиуса R_0 вокруг вершины концентратора (2):

$$\bar{W} = \frac{1}{V_c} \int_{V_c} W dV = W_c, \quad (2)$$

где W_c - критическая плотность энергии, определяемая из испытания гладкого образца, V_c - контрольный объём, который имеет характерный радиус R_0 , W - локальная плотность упругой энергии деформации. Достоинство этого критерия состоит в его слабой зависимости от типа концентратора и от упругопластического поведения материала. При деградации параметр W_c снижается пропорционально накопленному повреждению: с увеличением степени деградации материала критическая плотность энергии уменьшается. На большом массиве данных для конструкционных сталей F. Berto и P. Lazzarin [97] показали, что разброс экспериментальных результатов при использовании энергетического критерия не превышает ± 15 %, тогда как при использовании силовых критериев (K_{IC}) он достигает ± 40 %, что делает энергетический подход предпочтительным для оценки подвергнутых деградации конструкций с дефектами произвольной геометрии.

Усталость является одной из наиболее распространенных причин разрушения, представляя собой многостадийный процесс, развивающийся на разных масштабных уровнях, [98; 99]. На микроскопическом уровне циклическое нагружение приводит к локализованной пластической деформации у поверхности или концентраторов напряжений, вызывая образование полос скольжения, экструзий и интрузий, которые служат очагами зарождения микротрещин [55]. По мере роста трещины на поверхности излома формируются характерные усталостные бороздки. Когда коэффициент интенсивности напряжений достигает критического значения, происходит быстрое разрушение.

Циклическое нагружение охватывает широкий диапазон условий от малоциклового ($N_f < 10^5$) и многоциклового ($10^5 < N_f < 10^7$) усталости до гигацикловой ($10^7 < N_f < 10^8$) и сверхмногоциклового $10^8 < N_f$, причем в каждом режиме доминируют различные критерии, связь которых со степенью деградации имеет свои особенности.

В области *малоциклового усталости* определяющим параметром является размах пластической деформации $\Delta \epsilon_p$, а критерий долговечности формулируется с использованием соотношения Коффина-Мэнсона. Степень деградации при малоциклового усталости непосредственно проявляется в эволюции петли гистерезиса: с накоплением поврежденности площадь петли первоначально возрастает (при циклическом упрочнении) или убывает (при циклическом разупрочнении), а на завершающей стадии резко изменяется вследствие зарождения макротрещины. S.P. Zhu с соавторами [100] предложили обобщенный энергетический параметр поврежденности для условий совместного действия усталости и ползучести, определяемый как отношение накопленной за цикл суммарной (упругой и пластической) энергии деформации к критической (3):

$$D_w = \sum_{i=1}^N \frac{\Delta W_i}{W_f}, \quad (3)$$

где ΔW_i - энергия деформации за i -й цикл, а W_f - энергия разрушения. Этот критерий монотонно связан со степенью деградации и, в отличие от

линейного правила Майнера, учитывает изменение свойств материала от цикла к циклу.

При переходе к *многоцикловой усталости* пластические деформации становятся пренебрежимо малыми, а критерием долговечности служит амплитуда напряжений σ_a относительно предела выносливости. Дegrадация сталей при многоцикловой усталости накапливается чрезвычайно медленно: вплоть до 90 % ресурса макроскопически измеримые параметры (модуль упругости, твердость) изменяются в пределах погрешности. Именно поэтому U. Zerbst с соавторами [60] в обзорной работе подчеркнули критическую роль порогового коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} . Степень деградации напрямую влияет на величину ΔK_{th} : наводороживание, поверхностная коррозия и предшествующая пластическая деформация снижают пороговый коэффициент интенсивности напряжений на 20–40 %, при этом зависимость ΔK_{th} от степени поврежденности нелинейна - наибольшее падение происходит при малых значениях относительной долговечности.

Принципиальной особенностью *гигацикловой усталости* является смещение очага зарождения трещины с поверхности в глубь материала, к внутренним дефектам - неметаллическим включениям или микропорам. В работе по механизмам гигациклового разрушения Т. Sakai с соавторами [81] показали, что вокруг включения формируется «зона тонкозернистой структуры» (fine granular area, FGA), размер которой определяет переходный коэффициент интенсивности напряжений. Y. Murakami [58] связал порог усталостного разрушения с площадью проекции дефекта и твердостью HV через соотношение (4):

$$\sigma_w = \frac{A(HV+120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}}, \quad (4)$$

где константа A зависит от положения дефекта. С точки зрения деградации этот критерий важен тем, что он количественно описывает влияние начальной поврежденности (размера и расположения дефекта) на циклическую прочность. В исследовании [101] экспериментально

подтвердили, что для конструкционных сталей в сверхмногоцикловом диапазоне горизонтальная асимптота кривой Велера отсутствует, а «предел выносливости» представляет собой артефакт ограниченной базы испытаний. Это означает, что степень деградации при сверхмногоцикловой усталости не может быть оценена по классическим критериям и требует вероятностного подхода, учитывающего распределение размеров внутренних дефектов.

Особый практический интерес представляет случай *комбинированного нагружения*, при котором предварительная усталостная деградация определяет поведение материала при последующем статическом нагружении. Такая схема «циклика–статика» моделирует реальные эксплуатационные условия многих ответственных конструкций, испытывающих перемежающиеся циклические и статические воздействия на протяжении всего срока службы. Исследования в этом направлении [102–106] показали, что циклическое нагружение влияет на остаточную прочность и кинетику разрушения сталей с различной структурой. Для оценки этих изменений перспективным является совместное применение методов акустической эмиссии (АЭ) и корреляции цифровых изображений (КЦИ), обеспечивающих взаимодополняющую информацию об объемных и поверхностных процессах деградации. Вопрос о систематическом применении комплекса АЭ и КЦИ при схеме «циклика–статика» для материалов с различной структурой остается открытым, что подробнее рассматривается в разделе 1.3

Ползучесть представляет собой медленную, необратимую деформацию, протекающую во времени под действием постоянной нагрузки и определяющую деградацию при эксплуатации в условиях температур $T > 0,3T_{пл}$. Механизмы ползучести делятся на дислокационные (скольжение и переползание дислокаций при умеренных и высоких напряжениях) и диффузионные (Набарро-Херринга и Кобла - при низких напряжениях и очень высоких температурах) [107; 108]. На микроуровне деградация характеризуется формированием и ростом пор по границам зерен, что

приводит к переходу материала в стадию ускоренной ползучести и последующему разрушению.

Классическим макроскопическим критерием деградации в условиях ползучести служит параметр Ларсона–Миллера (5):

$$P_{LM}=T(C+\lg t_r), \quad (5)$$

позволяющий экстраполировать результаты ускоренных испытаний на эксплуатационные условия. Однако, как продемонстрировали К. Sawada с коллегами [109] на стали P91, в условиях длительной ползучести (свыше 3×10^4 ч) при низких напряжениях наблюдается аномальное падение прочности, не описываемое стандартной экстраполяцией P_{LM} , обусловленное качественной перестройкой микроструктуры. Следовательно, связь параметра P_{LM} со степенью деградации нарушается при смене доминирующего микроструктурного механизма, что ставит под сомнение надежность методов экстраполяции без параллельного контроля состояния структуры. На уровне континуальной механики поврежденности в качестве критерия деградации при ползучести используется параметр ω модели Качанова–Работнова. J.P. Rouse et al. [110] показали, что для хромомолибденовых сталей при $T=550\text{--}600^\circ\text{C}$ эта модель наилучшим образом воспроизводит третью стадию ползучести, на которой поврежденность нарастает по закону, близкому к степенному: $\omega = (t/t_r)^{1/(1+\nu)}$, где показатель ν определяет степень нелинейности. Экспериментально установлено, что для стали P91 при 600°C значение ν составляет 5–8, что означает нелинейную связь с $\omega(t/t_r)$: при исчерпании 80 % ресурса поврежденность составляет лишь $\omega \approx 0,1$, тогда как за оставшиеся 20 % она возрастает до критической $\omega_c \approx 0,3\text{--}0,5$. В.К. Choudhary [111] подтвердил эту закономерность на стали 9Cr–1Mo, показав, что точка перехода к третьей стадии ползучести (определяемая по минимуму скорости деформации) соответствует $\omega=0,05\text{--}0,10$ и наступает при 60–70 % исчерпанного ресурса, что делает минимальную скорость ползучести $\dot{\epsilon}_{min}$ удобным косвенным критерием начала существенной деградации. Независимым критерием деградации в условиях ползучести является правило

Монкмана-Гранта $\dot{\epsilon}_{min} * t_r^\alpha = C_{MG}$, связывающее стационарную скорость ползучести со временем до разрушения. J.F. Wen с соавторами [112] обобщили это соотношение на случай многоосного нагружения и показали, что при трехосном напряженном состоянии пластичность существенно снижается, и константа C_{MG} уменьшается в 3–5 раз по сравнению с одноосным случаем.

Коррозия представляет собой физико-химический процесс разрушения металла при взаимодействии со средой. Наиболее распространена электрохимическая коррозия, приводящая к образованию продуктов коррозии и утонению сечения. Особо опасны питтинговая и щелевая коррозия, создающие острые концентраторы напряжений. Водородная коррозия и охрупчивание обусловлены проникновением атомарного водорода в решетку. При высоких температурах водород реагирует с цементитом, при низких - действует по механизмам декогезии [113; 114] или усиленной локальной пластичности [115]. В сероводородсодержащих средах развивается водородно-индуцированное растрескивание и сульфидное коррозионное растрескивание под напряжением.

Эксплуатация в коррозионно-активных и водородных средах порождает специфические критерии деградации, отражающие совместное действие механических и электрохимических факторов. I.M. Dmytrakh et. all [116] экспериментально исследовали влияние концентрации водорода на скорость роста усталостной трещины в трубопроводной стали и показали, что при повышении концентрации диффузионно-подвижного водорода от 0,5 до 3,5 ppm показатель m в уравнении Пэриса $da/dN = C(\Delta K)^m$ возрастает с 2,8 до 4,2, а константа C - на полтора порядка. Таким образом, оба параметра закона Пэриса оказываются функциями степени наводороживания, которая, в свою очередь, определяется длительностью и интенсивностью коррозионного воздействия. J. Capelle et. all [117] выполнили сравнительную оценку электрохимической абсорбции водорода трубопроводными сталями различных классов прочности (X52, X70, X100) и установили, что стали повышенной прочности обладают более высокой склонностью к

наводороживанию при одинаковых электрохимических условиях, причем порог водородного охрупчивания (критическая концентрация водорода $C_{H,cr}$) монотонно снижается с ростом предела прочности. Степень деградации при коррозии, таким образом, определяется не только временем экспозиции, но и исходными механическими свойствами стали: более прочные стали достигают критической поврежденности при меньших концентрациях водорода. Н. Nykyforchyn с соавторами [118] при обследовании трубопроводных сталей после 30–40 лет эксплуатации обнаружили, что деградация механических свойств носит анизотропный характер: ударная вязкость в направлении, перпендикулярном прокатке, снижается в 2–3 раза, тогда как в продольном направлении лишь на 20–30 %. Подобная анизотропия деградации обусловлена преимущественной сегрегацией примесей вдоль границ вытянутых ферритных и перлитных полос и не может быть описана скалярным параметром поврежденности D . Авторы предложили использовать коэффициент анизотропии ударной вязкости $\lambda = KCV_{\perp} / KCV_{\parallel}$ как дополнительный критерий: снижение λ с 0,7–0,8 (исходное состояние) до 0,3–0,4 указывает на развитую стадию водородной деградации с высоким риском расслоения.

1.3. Физические методы исследования деградации конструкционных материалов

В разделах 1.1 и 1.2 рассмотрены общие подходы к анализу деградации и критерии её оценки при различных видах нагружения, в том числе при комбинированном. В данном исследовании основное внимание уделено нескольким физическим методам: акустической эмиссии (АЭ), корреляции цифровых изображений (КЦИ), оптической и сканирующей микроскопии, возможности которых для оценки деградации рассмотрены ниже. В заключительной части раздела рассматривается современное состояние работ по применению этих методов при схеме нагружения «циклика–статика».

Оценка деградации конструкционных материалов методом акустической эмиссии. Метод АЭ позволяет идентифицировать и оценивать

различные механизмы деградации по характерным особенностям генерируемых ими сигналов. Усталость является одним из наиболее распространенных видов деградации. АЭ-мониторинг позволяет отслеживать все стадии усталостного процесса. Исследованием различных конструкционных материалов с использованием акустической эмиссии среди отечественных ученых занимались В.А. Грешников, Ю.Б. Дробот [119], В.И. Иванов [120], Л.Р. Ботвина [121], Т.Б. Петерсен [121], О.В. Башков [122], А.Ю. Виноградов [123], Д.Л. Мерсон [124], М.Р. Тютин [125], В.А. Барат [126], Л.Н. Степанова [127], С.А. Никулин [128] и многие другие. Из зарубежных ученых - E.J.Kaiser [129], H.L. Dunegan, [130], A.A. Pollock [131], M. Othsu [132], C. Grosse [133], D.G. Aggelis [133], T. Shiotani, K. Ohno, A. Carpinteri [134], G. Lacidogna [134] и другие.

Проблема идентификации стадий деформирования и разрушения конструкционных материалов по параметрам акустической эмиссии (АЭ) остается одной из центральных задач неразрушающего контроля. В работах А.Ю. Виноградова [135; 136] на основе спектрального анализа сигналов АЭ при деформации металлических материалов было показано, что переход от микропластичности к развитой пластической деформации и далее к локализации деформации сопровождается закономерной эволюцией медианной частоты, энергии и амплитудного распределения сигналов, позволяющей однозначно выделять отдельные этапы развития повреждений. Е. Pomponi и А.Ю. Виноградов [137] предложили алгоритм кластеризации данных АЭ в реальном времени, обеспечивающий автоматическое разделение сигналов по типам источников и тем самым существенно повышающий достоверность диагностики. О.В. Башков [138] при одноосном растяжении образцов из титанового сплава ВТ4 выявил четкое соответствие между стадиями кривой деформирования сплавов и характером изменения амплитуды, активности и спектрального состава сигналов АЭ. В дальнейшем эта методология была распространена на полимерные композитные материалы, подвергаемые растяжению, где стадийность изменения

параметров АЭ позволила дифференцировать вклады разрушения матрицы, расслоения и обрыва волокон [139]. Применительно к бетонам D.G. Aggelis [140] показал, что совокупность параметров угла нарастания RA и средней частоты AF позволяет классифицировать доминирующие механизмы трещинообразования на каждой стадии нагружения, тогда как Л.Р. Ботвина и Т.Б. Петерсен [134] на примере разрушения металлических образцов продемонстрировали, что изменение b-параметра амплитудного распределения АЭ от 1,5 до 1,0 отражает переход от стадии распределенного микротрещинообразования к локализации повреждений и формированию магистральной трещины.

Для волокнистых полимерных композитов R. Gutkin [141] и M. Sause [142] разработали методы, основанные на частотном спектре и форме импульсов, что дало возможность дифференцировать стадии накопления повреждений в элементах структуры армированного пластика. В работе Л.Р. Ботвиной [92] обобщены данные о связи стадийности АЭ с процессами накопления повреждений на различных масштабных уровнях при разрушении сталей, а в работе С.И. Буйло [143] обоснованы физические критерии перехода между стадиями на основе анализа динамики дислокационных ансамблей. Новым направлением является применение энтропийного анализа параметров АЭ, предложенного М. Chai [144] с соавторами для оценки стадий усталостного роста трещин в аустенитной стали; показано, что информационная энтропия сигналов демонстрирует более четкие переходы между стадиями, чем традиционные параметры. В работе [145] О.В. Башковым предложен подход к выделению различных стадий усталости на основе активности сигналов АЭ, при этом конкретные источники акустической эмиссии, такие как дислокации и трещины, предлагается различать на основе энергетических и частотных параметров сигнала. Сигналы акустической эмиссии являются чувствительными индикаторами повреждений, способными обнаруживать возникновение и распространение трещин в металлах как в условиях монотонного, так и усталостного

нагружения [146; 147]. В работе [148] количественно описано трехстадийное развитие активности АЭ для пластин из конструкционной стали при усталости и показано, что переход от второй стадии к третьей сопровождается скачкообразным изменением частотного спектра сигналов, которое может служить предвестником перехода к нестабильному разрушению. Авторы исследования [149] получили аналогичную картину для микролегированных сталей и их сварных соединений, установив, что в зоне термического влияния АЭ-активность на стадии зарождения трещины существенно выше, чем в основном металле, что отражает более интенсивное микроповреждение крупнозернистой структуры. Перспективным направлением стало использование энтропии потока сигналов акустической эмиссии. Исследование [150] показало, что энтропия, вычисленная по распределениям амплитуд или энергий АЭ-событий, монотонно возрастает в ходе усталостного нагружения и может быть термодинамически интерпретирована как мера необратимости процессов деградации. А.Ю. Виноградов [151] применил спектральный и фрактальный анализ АЭ-сигналов, генерируемых дислокациями при циклической деформации, и установил связь между статистическими характеристиками АЭ и параметрами кинетики дислокационных ансамблей.

Параметры регистрируемой эмиссии (активность, амплитудное распределение, суммарная энергия) закономерно изменяются в зависимости от характера и степени накопленных повреждений, что позволяет использовать АЭ не только для выявления дефектов, но и для количественной оценки текущего уровня деградации материала [134; 152]. Особую практическую значимость данный подход приобретает при диагностике циклической деградации, поскольку циклическое нагружение обуславливает постепенное накопление микроповреждений, которые длительное время не проявляются в виде макроскопических дефектов, однако существенно изменяют отклик материала на последующее внешнее воздействие [153]. Одним из индикаторов состояния предварительно циклированного материала служит проявление эффектов Кайзера

или Фелисити [133]. В исходном материале акустическая эмиссия возникает лишь при превышении ранее достигнутого максимума нагрузки (эффект Кайзера), тогда как в материале с накопленными усталостными повреждениями эмиссия регистрируется при существенно более низких напряжениях (эффект Фелисити).

Количественной мерой деградации выступает коэффициент Фелисити, (т.е. отношение напряжения возникновения акустических сигналов при повторном нагружении к максимальному напряжению предыдущего нагружения), который монотонно уменьшается с ростом числа циклов предварительного нагружения, особенно интенсивно на стадиях, непосредственно предшествующих макроразрушению [152]. Данная закономерность положена в основу нормативных критериев: в частности, рекомендации RILEM TC 212-ACD предусматривают оценку поврежденности железобетонных конструкций путем совместного анализа аналога коэффициента Фелисити и параметра (calm ratio), характеризующего долю АЭ-активности на этапе разгрузки [154].

Наряду со смещением порога начала эмиссии, циклическое нагружение существенно трансформирует амплитудно-энергетический спектр регистрируемых сигналов. При усталостном нагружении бетонов b -параметр амплитудного распределения систематически снижается от значений порядка 1,5, характерных для рассеянного микроповреждения, до значений, близких к единице, соответствующих доминированию крупномасштабных механизмов разрушения [134]. D. Aggelis с соавторами установили, что параметры АЭ при нагружении металлических образцов с различным уровнем предварительной циклической наработки позволяют количественно дифференцировать стадии накопления повреждений: начальная стадия характеризуется низкими значениями RA , соответствующими механизму разрушения при растяжении, тогда как их резкий рост в сочетании с увеличением длительности сигналов свидетельствует о переходе к сдвиговому механизму незадолго до разрушения [148]. Информативность энергетических характеристик АЭ подтверждена при комплексном использовании эмиссионного метода и инфракрасной термографии: установлена нелинейная корреляция интегральной энергии эмиссии с площадью

зон термического рассеяния, отражающих реальный объем поврежденного материала [155].

Отдельно стоит выделить **b-параметр**, определяемый как угол наклона распределения амплитуды сигналов акустической эмиссии по аналогии с углом наклона распределения числа сейсмических событий по магнитуде, описываемым известным в сейсмологии уравнением Гутенберга -Рихтера. b-параметр, известен как эффективный показатель предшествующего сейсмического события в сейсмологии [156–158]. В 1968 году Кристофер Шольц на горных породах продемонстрировал, что по мере увеличения напряжений и приближения к моменту макроразрушения, значение b-параметра уменьшается [158]. Это снижение интерпретируется как слияние мелких трещин в более крупные, что является предвестником разрушения. Поскольку b- параметр изначально был определен в сейсмологии, существовала проблема, связанная с его применением к анализу АЭ в конструкционных материалах. Согласно В.И. Иванову [120], первые работы по оценке b-параметра в металлических материалах были выполнены еще в 70-е годы [131; 159], однако взаимосвязи со стадийностью разрушения и степенью деградации материала установлено не было. Такие исследования были проведены Л.Р. Ботвиной совместно с сейсмологами 1995 году [160] и в 2001 году Л.Р. Ботвиной и Т.Б. Петерсон [161]. В первой из этих работ по аналогии с b – параметром, оцененным по данным акустической эмиссии ($b_{АЭ}$ – параметром), было введено понятие b_C -параметра, оцененного по распределениям усталостных микротрещин.

Широкое применение b-параметр нашел в оценке степени поврежденности железобетонных конструкций [162; 163]. Впоследствии, вместо сейсмического b - параметра Т. Shiotani был предложен улучшенный b - параметр (I_b) [164], который успешно применяется для оценки развития процесса разрушения в таких материалах как горные породы и бетоны [134; 165; 166].

Применимость АЭ-диагностики состояния материалов в процессе циклического нагружения продемонстрирована для широкого спектра конструкционных материалов. Для стальных элементов мостовых конструкций показано, что кумулятивные параметры АЭ, регистрируемые при мониторинге в условиях эксплуатационного нагружения, позволяют прогнозировать скорость роста усталостных трещин и обосновывать переход от регламентного обслуживания к обслуживанию по фактическому состоянию [167]; аналогичные результаты получены для аустенитных нержавеющей сталей, где АЭ-параметры четко фиксируют стадии перехода от микро - к макротрещинообразованию [168]. В полимерных армированных композитах суммарная энергия АЭ, регистрируемая после предварительного циклического нагружения с последующим растяжением, коррелирует с остаточным ресурсом материала и позволяет разделить вклады различных механизмов повреждения - матричного растрескивания, межслоевого расслоения и разрыва армирующих волокон [152]. В работе [169] предложена вероятностная процедура обновления параметров модели роста усталостной трещины по данным АЭ-мониторинга стальных конструктивных элементов. В этом подходе распределение параметров закона Пэриса корректируется по мере поступления АЭ-информации о текущей скорости роста трещины, что позволяет строить обновляемые вероятностные прогнозы остаточного числа циклов до достижения критической длины трещины. О.Г. Первейталов [170] показал, что для оценки остаточного ресурса сосудов под давлением эффективна многоуровневая модель, основанная на анализе временных рядов суммарного числа сигналов акустической эмиссии. И.Е. Васильевым [171] совместно с коллегами был разработан алгоритм кластеризации сигналов АЭ по энергетическим уровням, который позволил в режиме реального времени отслеживать кинетику накопления повреждений и оценивать остаточную прочность изделий из композитов при различных видах нагружения.

Работа Л.Н. Степановой [127] посвящена идентификации типа развивающихся дефектов в композиционных материалах после ударного

воздействия на основе анализа информативных параметров сигналов акустической эмиссии в сочетании с данными тензометрии и микроструктурного анализа. Для бетона и железобетона эффективность оценки деградации методом акустической эмиссии подтверждена обширной экспериментальной базой [172], а нормативно закрепленные критерии обеспечивают классификацию повреждений по степени опасности непосредственно в условиях натурных испытаний [154].

Проведенный анализ литературы подтверждает высокую информативность метода акустической эмиссии (АЭ) для диагностики деградации конструкционных материалов. Многочисленными исследованиями на бетонах, сталях и композитах установлена чувствительность параметров АЭ к накоплению усталостных повреждений и смене стадий разрушения [134; 148; 152]. Так, в работах Л.Р. Ботвиной и М.Р. Тютина [173] на примере сталей 20 и 15Х2ГМФ продемонстрирована эффективность АЭ для оценки влияния предварительного циклического нагружения на свойства материала. Однако, несмотря на успешное применение метода для отдельных материалов, принципиальным ограничением существующих подходов является отсутствие установленных общих закономерностей, связывающих параметры АЭ с остаточной прочностью для широкого круга конструкционных сталей. Большинство исследований носят частный характер, а физические механизмы генерации АЭ существенно различаются в материалах с разным типом структуры, что приводит к неоднозначной зависимости регистрируемых параметров от степени накопленной поврежденности.

Таким образом, на сегодняшний день не существует универсальных критериев, позволяющих по данным АЭ-мониторинга при повторном нагружении дать количественный прогноз остаточной прочности образца, предварительно подвергнутого циклической деградации, что сдерживает переход от качественной диагностики к количественной. Установление таких общих закономерностей требует систематических сравнительных

исследований на материалах с различными типами микроструктуры в единых условиях нагружения.

Оценка деградации конструкционных материалов методом корреляции цифровых изображений. Важной областью исследований для понимания возникновения усталостных трещин является изучение процесса локализации деформации. Эффективным инструментом выявления ранних признаков повреждения стала корреляция цифровых изображений (КЦИ, DIC - анализ), которая позволяет различать признаки зарождения трещин на самых ранних стадиях и успешно используется для изучения усталостного разрушения. Метод корреляции цифровых изображений для оценки состояния материалов использовали как зарубежные (В. Pan [174], М. Sause [42], М. Sutton и F. Hild [175]), так и отечественные (С.В. Панин [176], П.С. Любутин [177], Т.В. Третьякова [178], И.Н. Одинцев [179]) исследователи. В частности, при исследовании поликристаллических металлов, таких как Hastelloy X, метод КЦИ используется для измерения деформации с высоким разрешением на уровне субзерен [180]. Авторы исследования показали, что локализация пластических деформаций в этом материале происходит на ранних стадиях процесса нагружения, задолго до появления микротрещин, и тесно связана с потенциальными местами возникновения усталостных микротрещин. В ультрамелкозернистых сталях метод КЦИ также позволяет визуализировать локализацию деформаций и выявлять очаги зарождения трещин на стадии, предшествующей их визуальному обнаружению. Это демонстрирует возможность метода обнаруживать потенциальные места усталостного разрушения, обусловленные микроструктурными особенностями материала [181]. Эффективность метода также продемонстрирована при исследовании сплавов Ti - Al, где КЦИ успешно обнаруживает места возникновения трещин даже в условиях высоких температур, способствующих окислению, что подчеркивает возможность мониторинга эволюции повреждений в агрессивных средах [182]. Кроме того, использование метода КЦИ для определения локальных деформаций вблизи концентраторов напряжений

позволило установить критические значения локальных деформаций и оптимальный интервал между измерениями, которые необходимы для точной оценки полей деформации [183]. Совместное использование КЦИ с другими методами, такими как акустическая эмиссия и моделирование методом конечных элементов, позволяет лучше понять процессы пластической деформации и роста трещин, а также получить полное представление о процессе развития усталости [184; 185]. В целом, способность КЦИ обнаруживать зоны интенсивной пластической деформации до образования видимых трещин делает его важным инструментом прогнозирования и предотвращения усталостных разрушений в различных материалах и условиях. На основе этого метода можно осуществлять *мониторинг роста трещин* в процессе усталости, в частности, для визуализации пластической зоны в вершине трещины, что крайне важно для понимания развития процесса с позиций механики разрушения материалов. Пластическая зона, обычно имеющая форму «бабочки», представляет собой область, в которой материал подвергается пластической деформации перед разрушением, а ее размер и интенсивность напрямую зависят от коэффициента интенсивности напряжений, определяющего скорость роста трещин. Исследования показали, что КЦИ может характеризовать размер и форму пластической зоны трещин в различных условиях, таких как плосконапряженное и плоско деформированное состояние, реализуемых в образцах различной толщины из стали AISI 1020 [186] и чистого титана [187]. Метод позволяет измерять поле деформации в вершине трещины, обеспечивая высокую точность отслеживания распространения трещин и концентрации деформаций, как было продемонстрировано в экспериментах со сталью марки QR980 [188] [189]. Кроме того, КЦИ используется для мониторинга роста трещин в сварных швах, что позволяет обнаруживать макроскопические трещины во время испытаний на усталость [190]. Интеграция КЦИ с термографическим анализом и моделированием методом конечных элементов еще больше расширяет понимание взаимосвязи между полем упругих напряжений и

пластической зоной, что важно для оценки динамики роста трещин и прогнозирования усталостной долговечности [187; 191].

Метод цифровой корреляции изображений является также мощным инструментом для оценки *степени закрытия трещин* во время усталости и позволяет получать детальное представление о поведении трещин при циклической нагрузке. Исследования продемонстрировали эффективность КЦИ при оценке полей смещения и деформаций вокруг кончиков трещин, что позволяет с высокой точностью определять уровни раскрытия и закрытия трещин. Например, использование КЦИ вместе с электронной интерферометрией для мониторинга изменений смещения трещин позволило авторам работы [192] предложить многомасштабную методологию анализа закрытия трещин в алюминиевых сплавах. Аналогичным образом, авторы исследования [193] использовали этот метод для изучения процесса закрытия трещин при малоцикловой усталости путем сравнения экспериментальных результатов с аналитическими моделями для подтверждения точности метода. D. Nowell [194] отметил преимущества КЦИ по сравнению с другими оптическими методами, такими как интерферометрия Муара, с точки зрения частоты регистрации и точности сбора данных при усталости. А.С. Еремин с коллегами [195] применяли этот метод для оценки уровня закрытия трещин в образцах с надрезами, анализируя петли гистерезиса, чтобы понять изменение степени закрытия в зависимости от расстояния от кончика трещины. В статье [196] продемонстрировали применение КЦИ в режиме реального времени для мониторинга изменений коэффициента интенсивности напряжений, что подтвердило точность метода при определении поведения вершины усталостной трещины в условиях многоцикловой усталости. Авторы исследования [197] применили КЦИ для изучения роста трещин в суперсплавах, успешно измерив эффекты закрытия трещин и сопоставив экспериментальные данные с эталонными кривыми. Наконец, в работе [198] интегрировали КЦИ с численным моделированием для анализа полей

деформаций и закрытия трещин при смешанном нагружении, продемонстрировав применимость метода в сложных сценариях нагружения.

Приведенные выше данные показывают, что метод КЦИ является универсальным и точным инструментом для изучения локальных полей деформаций и количественной оценки размеров пластических зон в вершинах трещин и концентраторов. Работы [28; 29] демонстрируют принципиальную возможность использования параметров пластических зон (слабо- и сильнодеформированной областей) для характеристики предельного состояния материала. Вместе с тем, вопрос о существовании общих закономерностей, связывающих эволюцию этих зон при статическом нагружении с исходной структурой материала и степенью его предварительной циклической деградации, остается открытым. Не ясно, как тип структуры влияет на кинетику роста пластических зон после циклической деградации. Отсутствуют общие соотношения, связывающие размер пластических зон с числом циклов предварительного нагружения для разных классов сталей.

Оценка деградации конструкционных материалов методами структурных исследований. Деградация конструкционных сталей в процессе циклического нагружения определяется эволюцией микроструктуры на нескольких масштабных уровнях - от перестройки дислокационных ансамблей до формирования макроскопических трещин. Как показано в обзоре [57], механизмы разрушения металлов контролируются взаимодействием границ зерен, дислокационных субструктур, неметаллических включений и вторичных фаз, а количественная оценка вклада каждого из этих элементов в снижение несущей способности требует комплекса взаимодополняющих структурных методов.

При исследовании процессов деградации на микро- и наномасштабном уровне ключевую роль играют методы оптической и электронной микроскопии. Метод дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD) дает возможность картографировать поля локальных деформаций путем анализа

карт разориентировки и расчета плотности дислокаций [199]. В статье [55] отмечено, что границы зерен с высокой разориентировкой при циклическом нагружении вызывают скопление дислокаций, рост концентрации напряжений и определяют места зарождения микротрещин. U. Krupp с соавторами [200] подтвердили это на дуплексной стали в условиях сверхмногоциклового усталости, обнаружив методом EBSD, что короткие трещины зарождаются на межфазных границах аустенит-феррит с максимальной концентрацией остаточных напряжений. Просвечивающая электронная микроскопия остается незаменимой для идентификации дислокационных конфигураций, характерных для различных стадий усталости [201], а формирование нанокристаллических слоев вокруг включений, выявленное G. Chai [202] методами сканирующей электронной и просвечивающей микроскопии, стало структурным маркером истощения более 95 % ресурса при сверхмногоциклового усталости.

Оптическая металлография и фрактография, несмотря на относительную простоту, сохраняют свое значение среди структурных методов оценки деградации. Оптическая микроскопия с использованием количественного анализа изображений позволяет оценивать параметры зеренной структуры, такие как средний размер зерна, долю специальных границ, степень полосчатости, объемную долю и морфологию неметаллических включений, которые входят в критерии Y. Murakami [58] для оценки предела выносливости: $\sigma_w = C(HV + 120)/(\sqrt{area})^{1/6}$. G. Golański [203], исследуя мартенситную сталь после длительной высокотемпературной эксплуатации, показал, что количественный анализ оптической микроскопии обеспечивает экспресс-оценку степени деградации без привлечения трудоемких электронно-микроскопических методов. Количественная фрактография, выполняемая на изломах с помощью сканирующей электронной микроскопии, дает информацию иного рода: по морфологии зоны зарождения трещины, рельефу поверхности усталостного разрушения и характеру зоны долома можно восстановить историю нагружения и оценить

остаточную вязкость разрушения. U. Zerbst с соавторами [62] обосновали подход, в котором фрактографическое определение размеров инициирующего дефекта совместно с характером рельефа излома может быть использовано для расчета критического коэффициента интенсивности напряжений.

Деграция конструкционных материалов при комбинированном нагружении. Рассмотренные выше физические методы - акустическая эмиссия, корреляция цифровых изображений, структурная и фрактографическая диагностика - применяются как по отдельности, так и в комплексе для оценки деградации конструкционных материалов при различных видах нагружения. Особый интерес с точки зрения задач настоящего исследования представляет схема комбинированного нагружения «циклика–статика», в которой предварительная усталостная деградация определяет поведение материала при последующем статическом испытании. Анализ литературы показывает, что, несмотря на ряд выполненных в этом направлении работ, систематического применения всего комплекса указанных методов для данной схемы нагружения до настоящего времени не проводилось.

В последние годы получил развитие подход к исследованию деградации материалов вследствие комбинированного нагружения, сочетающего последовательное приложение нагрузок разного типа. В ряде отечественных работ проведено исследование влияния комбинированного нагружения по схеме «циклика–статика» на остаточную прочность, кинетику разрушения, характеристики неразрушающего контроля, параметры акустической эмиссии (АЭ) и реальную поврежденность конструкционных сталей и сплавов с различной структурой [102–105]. Другой тип нагружения в виде предварительной пластической деформации с последующим упругим одноосным нагружением рассматривался в работе [204], где было показано, что такое воздействие приводит к немонотонному изменению магнитных характеристик малоуглеродистой стали. В дальнейшем исследователи школы Горкунова применили аналогичную схему «циклика–статика» [106] и

установили, что наблюдаемые изменения магнитных характеристик могут быть использованы при разработке методик оценки параметров напряженно-деформированного состояния. Однако в этих работах не была исследована реальная поврежденность материала и её взаимосвязь с характеристиками неразрушающего контроля, а параметры акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений не оценивались.

Схема «циклика–статика» рассматривается и применительно к другим классам материалов: деградация свойств полимерных композиционных материалов при данном виде нагружения исследовалась как отечественными [205], так и зарубежными авторами [206; 207]. Для моделирования возможных эксплуатационных факторов проводились исследования деградации свойств композиционных материалов после климатических воздействий [208; 209], а также вследствие нагружения по схемам «удар–статика» [209], «термическое воздействие–статика» [210]. Общим результатом подобных исследований является существенное снижение прочностных свойств полимерных композиционных материалов.

Таким образом, обзор литературы показывает, что, несмотря на накопленный экспериментальный материал, систематических исследований деградации конструкционных материалов с различной структурой при схеме нагружения «циклика–статика» с одновременной оценкой механических свойств, параметров акустической эмиссии и полей деформации по данным КЦИ в рамках единого подхода до настоящего времени не проводилось. Это определяет направление и задачи настоящего исследования.

Выводы по главе 1

Проведенный в главе анализ современного состояния исследований деградации конструкционных материалов позволяет сформулировать следующие выводы:

1. Отсутствуют систематические исследования по анализу процессов деградации при различных условиях нагружения с оценкой влияния стадийности и механизма развития разрушения в материалах с различной структурой.

2. Недостаточно изучена количественная взаимосвязь степени деградации материалов с характеристиками неразрушающего контроля.

3. Несмотря на обширный экспериментальный материал, накопленный к настоящему времени, основной проблемой остается отсутствие общих закономерностей, связывающих характеристики неразрушающего контроля со степенью внесенной поврежденности на различных стадиях предварительного нагружения.

4. Усталостное разрушение остается одной из главных причин отказов ответственных конструкций. Методы акустической эмиссии (АЭ) и корреляции цифровых изображений (КЦИ), одновременное применение которых обеспечивает получение взаимодополняющей информации об объемных и поверхностных процессах развития поврежденности представляются наиболее перспективными методами оценки циклической деградации материалов.

Поскольку усталостное разрушение остается одной из самых острых проблем безопасности ответственных конструкций, данное исследование будет посвящено изучению циклической деградации с целью установления критериев для диагностики, обеспечивающей целостность конструкций на различных этапах эксплуатации. Для установления общих закономерностей циклической деградации необходимо проведение экспериментальных исследований на материалах с различными типами микроструктуры с одновременной регистрацией параметров акустической эмиссии, полей деформации и последующей верификацией данных методами структурного анализа. Итак, задачи настоящего исследования включают следующее: установление закономерностей изменения механических свойств, параметров

акустической эмиссии и деформации на различных стадиях нагружения для исследуемых материалов с различной структурой; изучение влияния предварительного циклического нагружения на изменение механических свойств, информативных параметров акустической эмиссии и локальных полей деформации при последующем статическом нагружении; установление корреляционных связей между прочностными характеристиками, параметрами акустической эмиссии, поведением пластических зон и структурными изменениями материалов в процессе нагружения; разработку критериев оценки степени циклической деградации материалов на основе параметров акустической эмиссии и цифровой корреляции изображений.

Глава 2. Материалы и методы исследования

Для комплексного изучения влияния деградации на механические и физические свойства конструкционных материалов были проведены испытания нескольких серий образцов, подвергнутых предварительному циклическому нагружению и последующему растяжению с одновременной оценкой механических свойств, параметров акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений. В качестве материалов исследования были выбраны арктическая судостроительная сталь F500W, сталь 15Х2ГМФ, используемая в качестве материала нефтяных штанг, широко распространенная нержавеющая сталь 12Х18Н10Т и изготовленная методом селективного лазерного сплавления сталь 316L.

2.1. Химический состав, структура и механические свойства исследуемых материалов

Химический состав и механические свойства исследованных сталей приведены в таблице 1.

Исследованные в работе образцы стали **F500W** были вырезаны из листа арктической судостроительной стали толщиной 60 мм производства ПАО «Северсталь». Согласно ГОСТ Р 52927-2008 «Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. Технические условия», сталь высокой прочности F500W может использоваться в условиях Арктики при температуре до -60 °С (буква «F») и обладает повышенной свариваемостью (буква «W») с гарантией сопротивляемости слоистым разрывам. Чертежи образцов стали F500W представлены на рисунке . Структура стали в состоянии поставки после закалки с прокатного нагрева с отпуском – бейнит (Рисунок 2). Стандартные механические свойства стали F500W удовлетворяют требованиям ГОСТ Р 52927-2008 (Таблица 1).

Таблица 1. Химический состав и механические свойства
исследованных сталей

Материал	F500W		15X2ГМФ		12X18Н10Т			316L	
Состояние	Поставка		Поставка		Поставка			Поставка	
Терм. обработка	Закалка и отпуск		Аустенизация и отпуск		Выдержка 30 минут при температурах 950, 1100 и 1200°С с последующей закалкой в воде			нет	
Структура	Бейнит		Бейнит		Аустенит			Аустенит	
Партия						I	II		
Хим. состав, %	C	0,1	C	0,16	Si	0,35	0,67	Mn	0,6
	Mn	0,6	Mn	1,12	P	0,034	0,025	Si	0,67
	Si	0,3	Si	0,28	Mn	0,75	1,02	Cr	17,97
	Cr	1,15	Cr	2,12	Cr	17,5	15,4	Ni	12,47
	Cu	0,5	Cu	0,075	Ni	9,94	11,5	Mo	2,31
	Ni	2	Ni	0,3	Ti	0,34	0,49		
	Mo	0,14	Mo	0,194	Cu	0,27	0,20		
Механические свойства	$\sigma_{0,2}$, МПа	603	890			178	220	451	
	σ_B , МПа	667	1040			581	571	603	

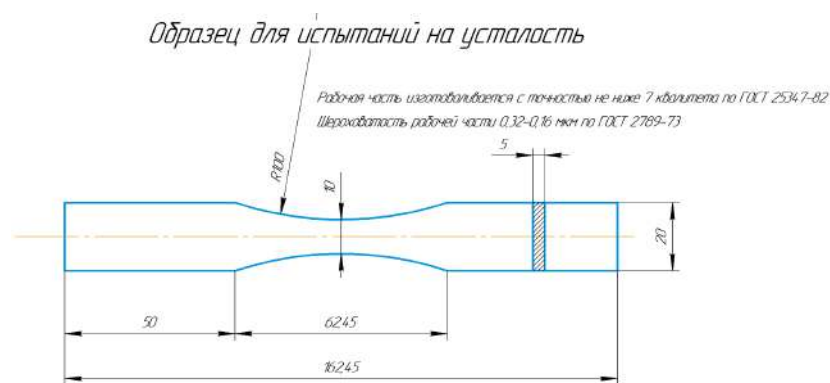


Рисунок 1. Геометрические параметры образца из стали F500W и стали
15X2ГМФ

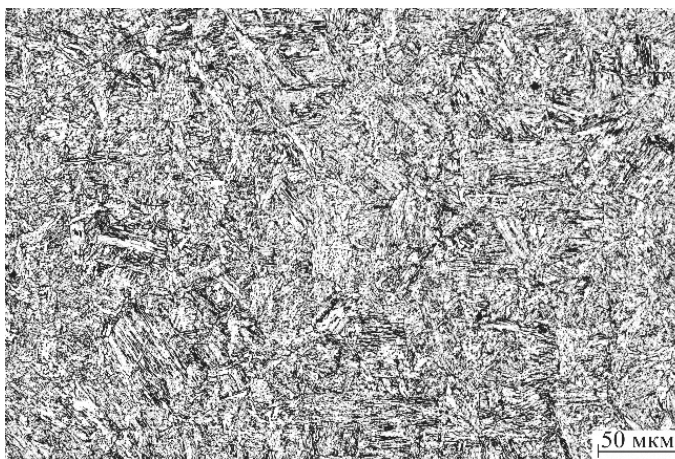


Рисунок 2. Структура стали F500W в исходном состоянии

В работе были исследованы образцы из **стали 15Х2ГМФ**, используемой в качестве материала нефтяных насосных штанг. Для изготовления из этой стали штанг повышенной группы прочности (Д - супер), осуществляли термическую обработку, включающую аустенизацию при температуре 880 °С с охлаждением на воздухе, и отпуск при температуре 550-600 °С. Химический состав и стандартные механические свойства представлены в таблице 1. Чертежи образцов аналогичны чертежам для стали F500W и представлены на рисунке . Структура стали 15Х2ГМФ представляет собой бейнит (Рисунок 3).

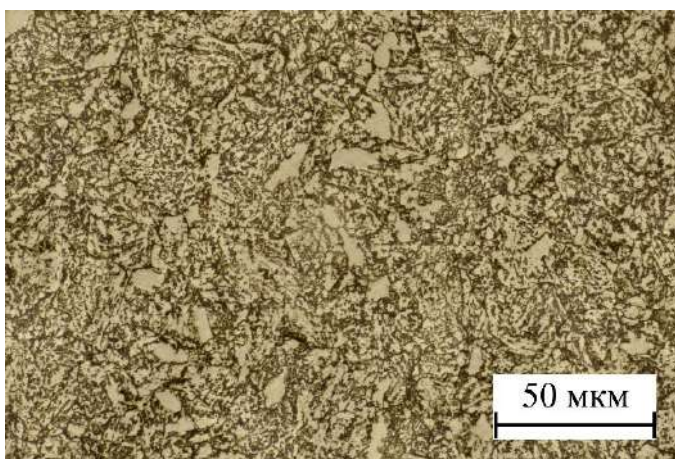


Рисунок 3. Структура стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии

Для оценки влияния размера зерна образцы из нержавеющей стали **12Х18Н10Т** двух партий (обозначены как партия «I» и партия «II») были подвергнуты термической обработке: выдержка в течение 30 минут при температурах T_z 950, 1100 и 1200°С с последующей закалкой в воде. Размер зерна после термической обработки определен по ГОСТ 5639-82 и составлял

21, 117 и 280 мкм для партии «I» и 41, 48, 81 мкм для партии «II», соответственно. Подобные отличия в размере зерна обусловлены различиями химического состава, который был определен с использованием комплекса атомно-эмиссионного спектрального анализа с анализатором МАЭС (производитель «ВМК-Оптоэлектроника», модель Гранд-Эксперт). Исследование влияния размера зерна на механические и физические свойства исследуемой стали было проведено на корсетных образцах (Рисунок 4, а). Стандартные механические свойства, определенные при испытании плоских образцов (Рисунок 4, б), приведены в таблице 1. Структура стали после термической обработки представлена на рисунке .

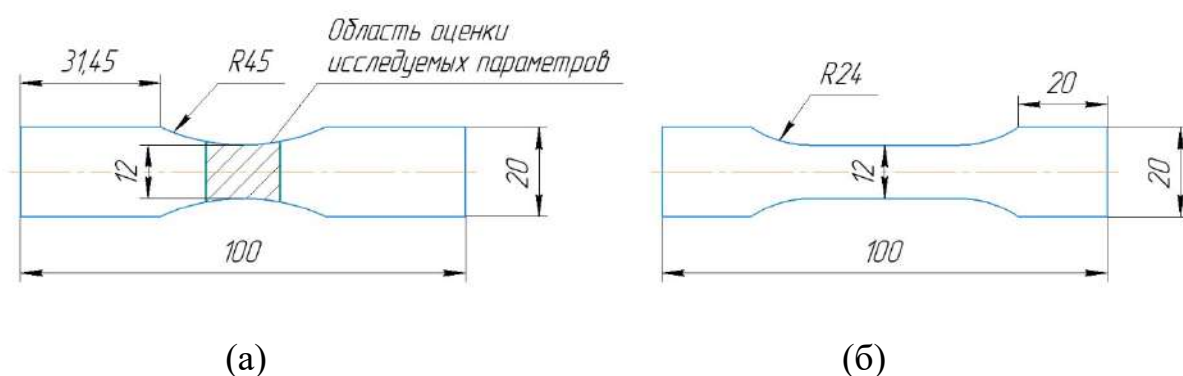


Рисунок 4. Геометрические параметры образцов из стали 12X18H10T, испытываемых для оценки физических (а) и для определения стандартных механических свойств (б)

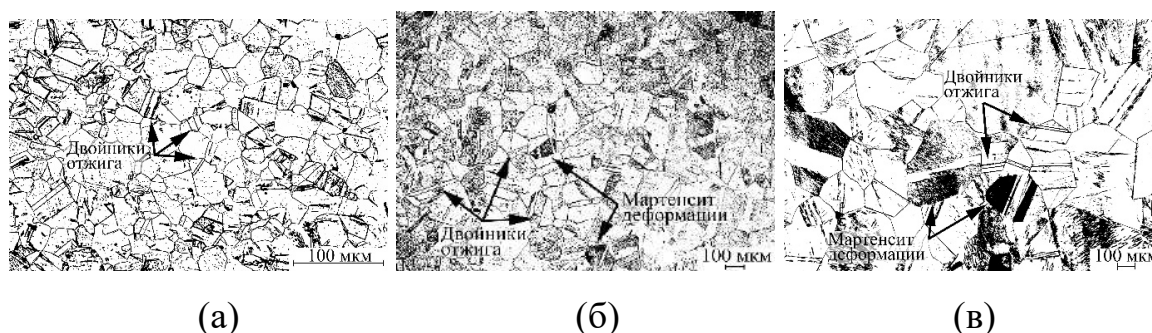


Рисунок 5. Структура стали 12X18H10T (партия I) после закалки при 950 (а), 1100 (б) и 1200°С (в)

Образцы из аустенитной стали 316L были изготовлены методом аддитивной печати на отечественной установке селективного лазерного

плавления (СЛС) MeltMaster^{3D}-550 из металлопорошковой композиции, химический состав которой представлен в таблице 1. Процесс построения образцов и их заготовок проводился в атмосфере азота с остаточным содержанием кислорода менее 700 ppm и следующими основными параметрами процесса СЛП:

- Мощность лазера 358 Вт
- Скорость сканирования 850 мм/с
- Толщина слоя 50 мкм
- Шаг 80 мкм
- Траектория сканирования: шахматная.
- Угол поворота векторов сканирования лазерного луча от слоя к слою 33°

В результате были получены заготовки сечением 15×15 мм и длиной 100 мм, из которых электроискровым способом были вырезаны образцы согласно эскизу на рисунке. После вырезки образцов их боковые поверхности и кромки в рабочей части были отшлифованы наждачной бумагой разной зернистости (от Р60 до Р600). Структура стали и типичные дефекты представлены на рисунке.

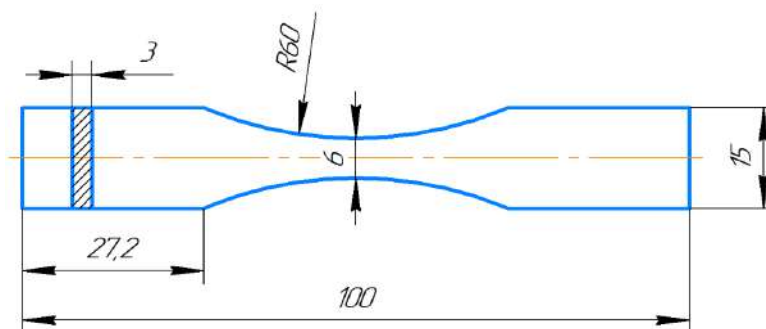


Рисунок 6. Геометрические параметры образца из стали 316L



Рисунок 7. Структура стали 316L, изготовленной методом селективного лазерного сплавления

Помимо перечисленных материалов, изучение которых составило основную часть проведенного исследования, была испытана трубная сталь 15X13H2 в коррозионной среде с целью апробации установленных критериев циклической деградации. Сталь соответствует группе прочности С90 по ГОСТ 31446-2017, её состав (% масс.): 0,149 С; 13,4 Cr; 2,11 Ni; 0,35 Si; 0,498 Mn. Термическая обработка по режиму двойной закалки (960 и 760 °С) с отпуском при 625 °С формирует микроструктуру сорбита отпуска (Рисунок 8). Механические свойства в исходном состоянии: $\sigma_T = 636$ МПа, $\sigma_B = 783$ МПа, $\delta_5 = 20$ %. Механизм коррозионной деградации принципиально отличается от усталостного: повреждения развиваются вследствие наводороживания, адсорбции водорода на границах зерен и дефектах, образования микротрещин коррозионного происхождения.



Рисунок 8. Микроструктура стали 15X13H2 в исходном состоянии (сорбит отпуска)

Темплеты для исследования вырезались из трубы толщиной 12 мм (метод винтовой прокатки); электроэрозионной резкой с последующей шлифовкой из них изготавливались пластины $90 \times 10 \times 3,1$ мм. Структурную деградацию осуществляли путем выдержки пластин в течение 360 ч в коррозионно-активной среде в условиях четырехточечного изгиба при напряжении $0,2\sigma_T$. Состав среды соответствовал стандарту NACE TM0177 (раствор А): 5,0 масс. % NaCl + 0,5 масс. % CH_3COOH в дистиллированной воде; раствор непрерывно барботировался H_2S при нормальном давлении, температура 24 ± 3 °С. Пластины после выдержки не разрушились; из них вырезались корсетные и пятикратные плоские образцы с шириной рабочей части 5 мм.

Для демонстрации эффективности использования метода КЦИ при оценке характеристик трещиностойкости были испытаны на растяжение плоские компактные образцы (типа 3 по ГОСТ 25.506-85¹) из стали 20 размерами $b = 40$ мм, $t = 20$ мм, $H = 50$ мм.

Зарождение усталостной трещины осуществляли на сервогидравлической установке Instron 8801 при асимметрии цикла $R = 0,1$, частоте $\nu = 30$ Гц и при снижающемся размахе ΔK , что обеспечило отсутствие пластической деформации в вершине трещины, влияющей на величину трещиностойкости. Длина трещины измерялась автоматически при помощи датчика раскрытия берегов трещины, который крепили на опорные призмы, установленные на торцевых поверхностях образца.

После зарождения усталостной трещины образцы были испытаны на электромеханической установке Instron 3382 со скоростью нагружения 1,2 мм/мин. В результате испытаний были получены диаграммы « P - ν » нагрузка - раскрытие вершины трещины, по которым определялись значения расчетной нагрузки (P_Q), действующей на образец. По соотношению (6) и значению P_Q

¹ ГОСТ 25.506-85 Расчёты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении

оценивали характеристику трещиностойкости K_Q (расчетную величину коэффициента интенсивности напряжений).

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} 13,74 \left[1 - 3,380 \left(\frac{l}{b} \right) + 5,572 \left(\frac{l}{b} \right)^2 \right] \quad (6)$$

где P_Q – расчетная нагрузка на образец;

t – толщина образца;

b – ширина образца;

l – длина наведенной усталостной трещины.

Расчет J -интеграла проводился согласно ГОСТ 25.506-85 по формуле (7):

$$J = \frac{K_C^2(1-\mu^2)}{E} + \frac{A_p}{t(b-l)} \cdot \frac{\chi}{\kappa}, \quad (7)$$

где K_C – коэффициент интенсивности напряжений, E – модуль упругости, μ – коэффициент Пуассона, A_p – работа пластической деформации, $\chi=2+0,522(b-l)/b$ и $\kappa=1+(0,25b+z)/(l+0,1(b-l))$ – поправочные коэффициенты, z – толщина опорных призм.

Величину A_p определяли как разность полной работы A (площадь под кривой нагружения до текущей точки M) и упругой составляющей A_e – (площадь прямоугольного треугольника, гипотенуза которого проведена через текущую точку M параллельно упругому участку кривой нагружения) (Рис. 9).

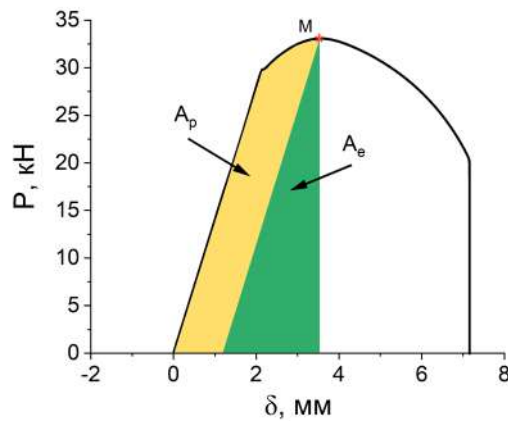


Рисунок 9.Схема определения пластической работы по диаграмме нагружения. Область, окрашенная желтым цветом – пластическая работа A_p , зеленым – упругая работа A_e ; M – текущая точка нагружения

2.2. Методика испытаний исследуемых сталей до и после предварительного циклического нагружения.

Испытания корсетных образцов из исследуемых материалов на растяжение в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения проводили на установке Instron 3382 (максимальная нагрузка 100 кН) с одновременной регистрацией сигналов акустической эмиссии (АЭ) и оценкой полей деформации методом корреляции цифровых изображений (КЦИ). Скорость нагружения составляла 0,5 мм/мин для стали F500W, 0,5 мм/мин для стали 15Х2ГМФ, 2 мм/мин для стали 12Х18Н10Т и 1 мм/мин для изготовленной методом СЛС стали 316L. В процессе испытания строили диаграммы деформирования - зависимости напряжения (σ) от смещения (ϵ). Впоследствии, для удобства представления диаграммы были перестроены в координаты напряжения (σ) от приведенной деформации (ϵ^*) ($\epsilon^* = \epsilon/\epsilon_{\max}$).

Для оценки влияния деградации на механические и физические свойства, используемые в работе материалы были подвергнуты предварительному циклическому нагружению. Испытания проводили на сервогидравлической установке Instron 8801 (максимальная нагрузка 100 кН) при частоте 20 Гц и коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,1$. Подробные

описания результатов усталостных испытаний для каждого сплава приведены в главе 4.

2.3. Метод акустической эмиссии

В процессе испытаний на растяжение в режиме реального времени регистрировали сигналы акустической эмиссии (АЭ) и фиксировали поля деформации методом корреляции цифровых изображений (КЦИ).

Оценка параметров акустической эмиссии была выполнена с использованием системы Express-8 (Mistras, США) и пьезоэлектрических широкополосных датчиков Mini30S (Mistras, США) в диапазоне частот 270-970 кГц. Амплитудный порог регистрации составлял 32 дБ. Для исследования деградации и стадийности разрушения регистрировали следующие параметры АЭ:

Активность сигналов акустической эмиссии ($\dot{N}_{АЭ}$): число сигналов акустической эмиссии, зарегистрированное системой в единицу времени.

Суммарное число сигналов акустической эмиссии ($\Sigma N_{АЭ}$): число сигналов акустической эмиссии, зарегистрированное системой за время испытания.

Длительность сигнала АЭ: как временной интервал между временем первого и последнего пересечения сигналом порога регистрации.

Время нарастания сигнала АЭ: временной интервал между началом регистрации сигнала АЭ и моментом, при котором импульс достигает максимальной величины. Время нарастания тесно связано с функцией времени источника и применяется для классификации типа трещины или устранения шумовых сигналов.

Средняя частота (AF): расчетная характеристика, полученная из «Счета», деленного на «Длительность». Средняя частота обычно используется, когда форму сигнала практически трудно записать.

Начальная частота: расчетная характеристика, полученная путем деления «Выбросов до пика» на «Время нарастания».

Частота реверберации: расчетная характеристика, полученная путем деления «Выбросы-выбросы до пика» на «длительность-время нарастания».

Угол нарастания (RA): расчетная характеристика, как частное деления «времени нарастания» на «амплитуду», показывающая обратную величину градиента в формах сигнала АЭ (Рисунок 10, а), которая выражается в мс/В или мс/дБ.

Частотный центроид (FC): центр масс спектра в Фурье-разложении сигнала АЭ (Рисунок 10, б).

Пиковая частота (PF): характеристика частоты, выраженная в килогерцах, которая определяется как точка в спектре мощности, в которой наблюдается пиковая амплитуда (Рисунок 10, б).

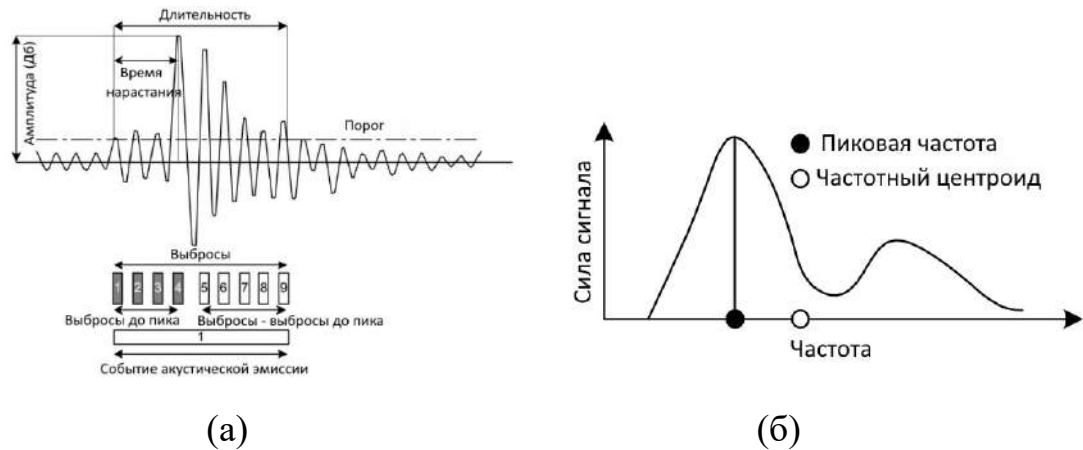


Рисунок 10. Типичная форма сигнала акустической эмиссии с основными параметрами (а) и Быстрое преобразование Фурье сигнала акустической эмиссии с основными спектральными параметрами (б)

Критерий поврежденности D, [162] позволяющий оценить уровень поврежденности материала при нагружении и оцениваемый как (8)

$$D = \frac{\sum_i^N 10^{3 \frac{A_{AЭ}}{20}}}{\sum_{\max} 10^{3 \frac{A_{AЭ}}{20}}}, \quad (8)$$

где $A_{AЭ}$ – амплитуда сигнала АЭ в дБ.

$b_{AЭ}$ -параметр, отражающий долю высокоамплитудных сигналов, оцениваемый по соотношению (7):

$$20 \cdot \lg N = \text{const} - b_{AЭ} \cdot A_{AЭ}, \quad (9)$$

где $A_{AЭ}$ – амплитуда сигнала АЭ в дБ.

Использование $b_{\text{АЭ}}$ -параметра обусловлено рядом практических и методологических соображений. Энергия сигнала АЭ, будучи чувствительной характеристикой, существенно зависит от расстояния между источником и датчиком, акустических свойств среды и условий контакта датчика с образцом - факторов, варьирующихся от опыта к опыту и затрудняющих количественное сравнение результатов для материалов с различными геометрией образцов и режимами нагружения. $b_{\text{АЭ}}$ -параметр, напротив, определяется по наклону амплитудного распределения сигналов - величины, инвариантной абсолютному уровню сигнала.

2.4. Метод цифровой корреляции изображений

Регистрацию полей деформации выполняли методом КЦИ с помощью цифровой видеокамеры DMK 33UX250 (разрешение 5 Мп), снабженной объективом TCL 3520, с частотой 2 кадр/с. Для обработки результатов был использован некоммерческий программный продукт с открытым исходным кодом «Ncorr» [211]. В результате анализа в процессе нагружения были оценены изменения главных деформаций ε_1 , рассчитанных по формуле (10):

$$\varepsilon_1 = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + 4\varepsilon_{xy}^2}, \quad (10)$$

где ε_x , ε_y , ε_{xy} – компоненты деформаций.

По полученным полям деформаций были определены площади слабodeформированной (S_L) и сильноdeформированной (S_H) пластических зон, формирующихся, соответственно, на ранней и более поздней стадии разрушения [28], [29]. При этом за слабodeформированную зону была принята пластическая зона, в пределах которой значения главных деформаций составляли для исследуемых сталей $\varepsilon_1 > 0,01$, а за сильноdeформированную – зону с $\varepsilon_1 > 0,18$ для стали F500W; $\varepsilon_1 > 0,20$ для стали 15X2ГМФ; $\varepsilon_1 > 0,28$ для стали 12X18Н10Т; $\varepsilon_1 > 0,26$ для стали 316L. Указанные границы сильноdeформированной зоны были выбраны исходя из величины максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\text{max}}$ в точке σ_{D2} , способ определения которой подробно описан в главе 3.

2.5. Методы исследования структуры, макро- и микрорельефа изломов

Фрактографические исследования структуры пластической зоны и механизмов разрушения испытанных образцов выполняли с использованием оптических микроскопов МБС-10 и ЛОМО МСП-2 с фотоадаптером, растрового сканирующего электронного микроскопа LEO 1420 и электронно-зондового микроанализатора JEOL JXA-iSP100.

Выводы по главе 2

1. Для установления общих критериев циклической деградации конструкционных материалов с различной структурой и технологией изготовления в исследовании были использованы широко распространённые в промышленности бейнитные стали F500W, 15X2ГМФ и аустенитная сталь 12X18Н10Т, закаленная на разный размер зерна, а также аустенитная сталь 316L полученная методом селективного лазерного сплавления.

2. Помимо перечисленных материалов, изучение которых составило основную часть проведенного исследования для демонстрации эффективности использования метода КЦИ при оценке характеристик трещиностойкости были испытаны плоские компактные образцы из стали 20. Для апробации установленных критериев циклической деградации были проведены испытания трубной стали 15X13Н2 после выдержки в коррозионной среде.

3. В работе применяли комплекс механических и физических методов исследования, включающих:

- механические испытания при статическом и циклическом видах нагружения образцов различной геометрии;
- предварительное циклическое нагружение для введения циклической деградации стали;
- регистрацию сигналов акустической эмиссии в процессе растяжения до и после предварительного циклирования;

- оценку значений главной деформации и размеров пластических зон методом корреляции цифровых изображений в процессе растяжения до и после предварительного циклирования;
- оптическую и электронную сканирующую микроскопию для исследования структуры и параметров изломов.

Глава 3. Взаимосвязь механических и физических характеристик исследуемых сталей при растяжении

3.1. Критические точки на диаграмме растяжения

Физический подход, рассматривающий разрушение как кинетический процесс, базируется на идее многостадийности, проявляющейся на различных масштабных уровнях; данная концепция отражена во многих работах, включая [212]. Для оценки стадийности используются критические напряжения, выделенные на диаграмме деформации: пределы микротекучности ($\sigma_{\mu y}$), упругости ($\sigma_{0,05}$), текучести ($\sigma_{0,2}$), прочности (σ_B) и напряжение (σ_D) деструкции материала [213], соответствующее переходу к стадии, с которой начинается массовое образование несплошностей в материале, определяемой по изменению угла наклона истинной кривой деформации, построенной в координатах $\sigma - \sqrt{\varepsilon}$. О.В. Башков [214] при определении границ стадий изменения активности АЭ использовал предел микротекучности, предел текучести, предел прочности, а также напряжение перелома деформационной зависимости первой производной напряжения по деформации. В результате им было выделено от четырех до шести стадий изменения параметров АЭ, включающих стадию микротекучности с высокой скоростью роста напряжений и с высокой активностью АЭ; стадию начала пластической деформации с характерным снижением активности АЭ и скорости роста напряжений; стадию деформационного упрочнения, на которой продолжается снижение активности АЭ и происходит слабое деформационное упрочнение; стадию локализации деформации и образования шейки.

В данной работе с целью установления взаимосвязи характерных точек диаграммы растяжения с параметрами акустической эмиссии и цифровой корреляции изображений был проведен анализ кривой деформации и получены деформационные зависимости первой и второй производной напряжения по деформации. На рисунке приведены кривые нагружения корсетных образцов из стали F500W (Рисунок 11 а), стали 15Х2ГМФ (Рисунок 11, б), стали 12Х18Н10Т после закалки при температуре $T_3=1200^\circ\text{C}$ (Рисунок

11, в), и полученной аддитивным методом стали 316L (Рисунок 11, г). Кривые нагружения построены в координатах напряжение – относительная деформация ε^* ($\varepsilon^* = \varepsilon/\varepsilon_{\max}$). На деформационной зависимости второй производной напряжения по деформации сталей F500W, 15X2ГМФ, 12X18Н10Т и 316L выделены характерные точки, соответствующие началу и концу области, близкой к плато, наблюдаемой на данной зависимости. Первая из этих точек совпадает с выделенной ранее в работе [213] точкой деструкции σ_{D1} , а вторая точка σ_{D2} является новой, и, как будет показано далее, не менее важной.

Нелинейность изменения построенных зависимостей кривой нагружения и значений первой и второй производной напряжения в функции деформации позволяет выделить 5 стадий, характеризующих процесс разрушения материалов [215]. Стадия I характеризуется упругой деформацией от начала растяжения материала до предела упругости. На данной стадии наблюдается снижение первой производной. Характерным напряжением данной стадии является значение предела текучести материала $\sigma_{0.2}$, а границей перехода между стадиями II и III - напряжение σ_{D1} - точка деструкции [213], при достижении которой начинается область, близкая к плато на деформационной зависимости второй производной напряжения по деформации (Рисунок 11, в). На стадии IV кривой деформации стали 12X18Н10Т (Рисунок 11, в) достигается характерная точка σ_{D2} , при достижении которой происходит локализация деформации, сопровождаемая слиянием микротрещин и снижением значения второй производной $d\sigma/d\varepsilon^*$. Стадию V, начинающуюся при достижении предела прочности, характеризуют снижение значения первой производной и последующий долом образца. Похожая картина наблюдалась и на полученных методом СЛС образцах стали 316L (Рисунок 11, г).

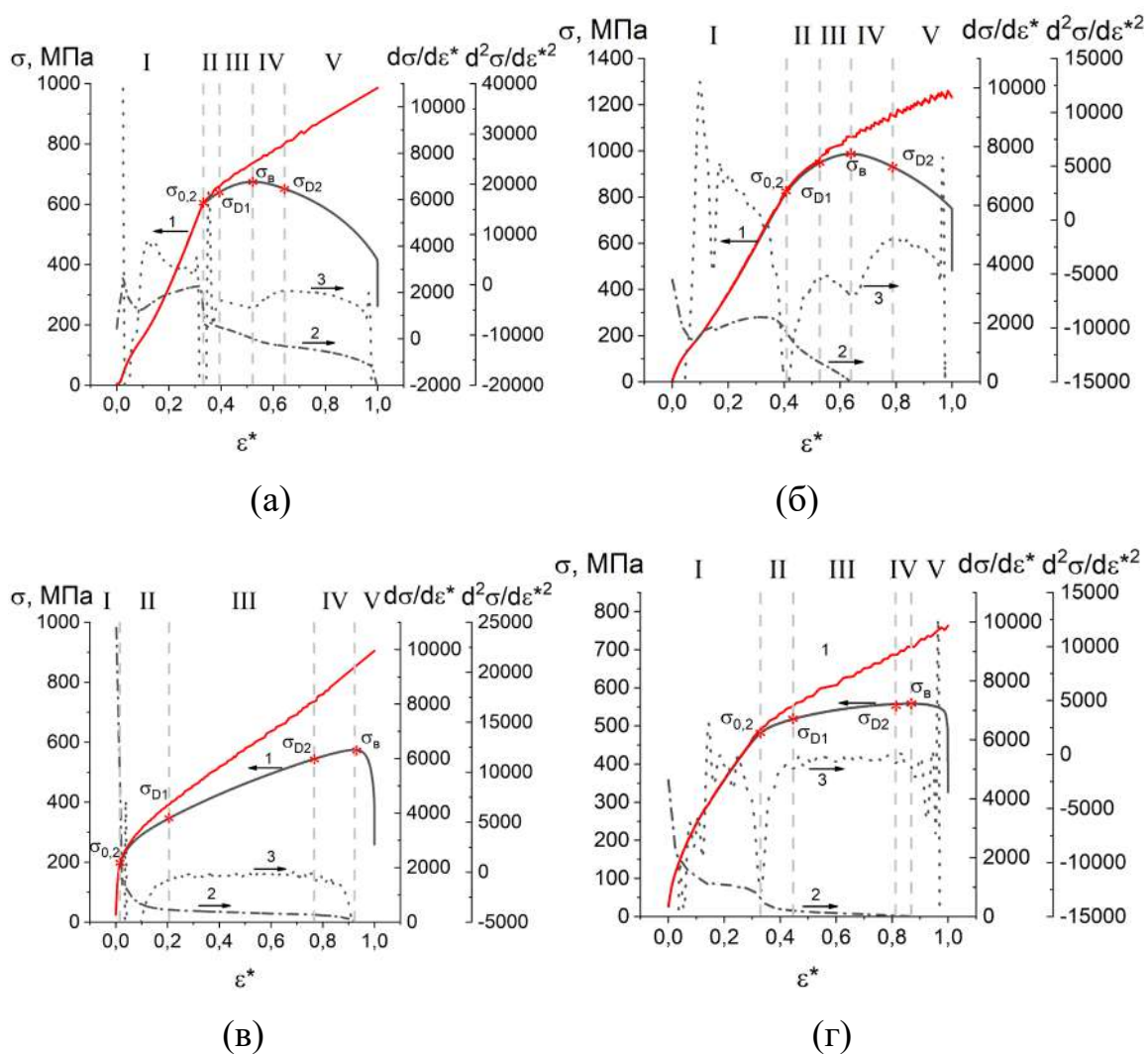


Рисунок 11. Деформационные зависимости напряжения, первой (кривая 2) и второй (кривая 3) производных напряжения по деформации исходного образца из стали F500W (а), стали 15Х2ГМФ (б), стали 12Х18Н10Т (партия I) после закалки при $T_3=1200^\circ\text{C}$ (в) и стали 316L (г) в исходном состоянии. Красной линией отмечена истинная кривая нагружения, полученная с учетом сужения сечения образцов, оцененного методом КЦИ для каждого из материалов

Отличительными особенностями стадийности разрушения сталей F500W (Рисунок 11, а) и 15Х2ГМФ (Рисунок 11, б) являются более продолжительные стадии IV и V, смещение точки σ_{D2} в область больших деформаций за пределом прочности материала и появление локального минимума на деформационной зависимости второй производной, который совпадает с пределом прочности стали. Выявленные отличия обусловлены

различием структуры исследуемых сталей. Дальнейший анализ направлен на верификацию этой стадийности для исследуемых материалов и количественную оценку кинетики поврежденности на каждой стадии.

3.2. Стадийность и характеристики разрушения стали F500W

При помощи подхода, использованного для анализа деформационных кривых при нагружении стали F500W (Рисунок 11, б), описанного в разделе 3.1, было выделено пять характерных стадий процесса разрушения. Ниже рассматривается их связь с параметрами цифровой корреляции изображений (КЦИ) и акустической эмиссии (АЭ).

Использование метода КЦИ позволило выявить формирование при растяжении пластических зон слабой (S_L) и сильной (S_H) локализации деформации, выделенных ранее методом рентгеноструктурного анализа [28], [29]. Значения главной деформации, соответствующие формированию этих зон, были приняты равными $\varepsilon_1=0,01$ для слабodeформированной и $\varepsilon_1=0,17$ - сильнодеформированной зон, соответствующих моментам достижения условного предела текучести и точки σ_{D2} .

Как видно из рисунков 12 и 13, выделенные стадии развития разрушения отвечают изменению картин деформации, полученных методом корреляции цифровых изображений. Так, при достижении напряжения $\sigma_{0,2}$ в начале стадии II появляется слабodeформированная пластическая зона, которая быстро растет и выходит на плато на стадии IV. Конец этой стадии соответствует началу формирования сильнодеформированной пластической зоны (S_H) с максимальной главной деформацией $\varepsilon_{1max} \sim 0,17$, что свидетельствует о начале локализации деформации. Этот процесс сопровождается практически линейным ростом максимального значения главной деформации ε_{1max} , который продолжается вплоть до момента разрушения образца.

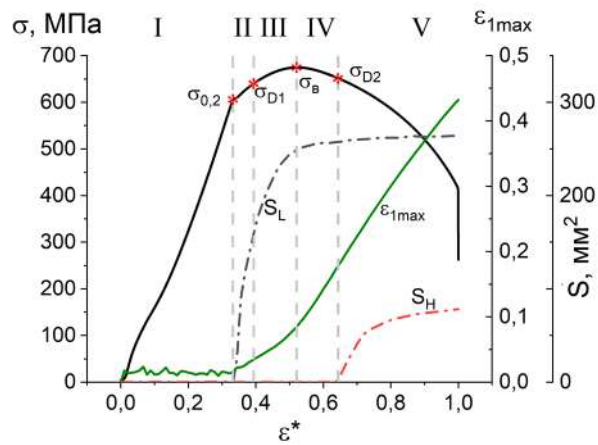


Рисунок 12. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения стали F500W в исходном состоянии с изменением площади пластических зон (S_L , S_H) и максимальной главной деформацией в зонах (ϵ_{1max})

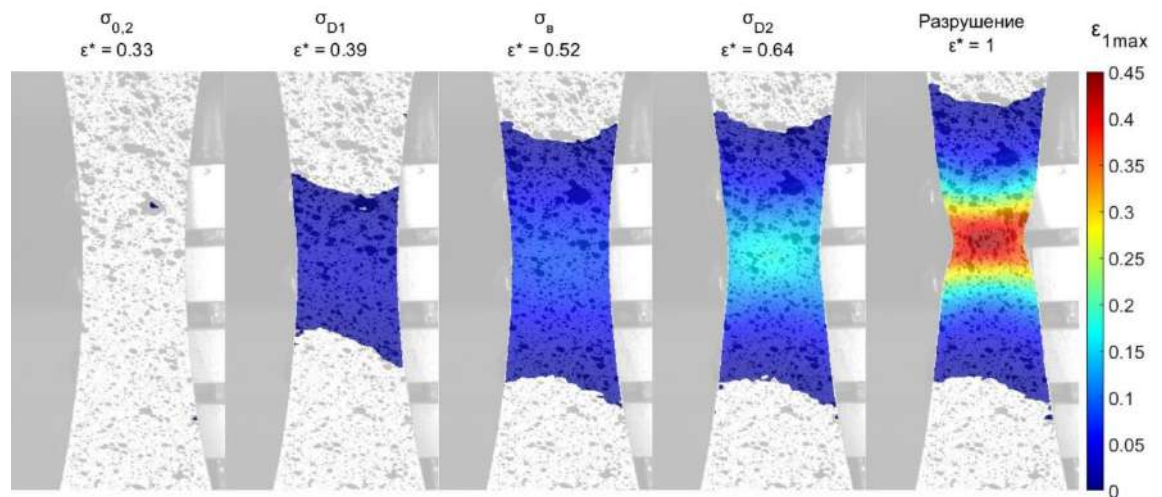


Рисунок 13. Картины главной деформации, полученные методом КЦИ в характерных точках кривой нагружения при растяжении корсетного образца из стали F500W в исходном состоянии

Анализ сигналов акустической эмиссии (АЭ), зарегистрированных в процессе нагружения образцов, показал изменение характеристик потока АЭ при переходе от одной стадии к другой. На рисунке 14 продемонстрированы зависимости напряжения, активности $\dot{N}_{АЭ}$ и суммарного числа $\sum N_{АЭ}$ событий акустической эмиссии. Как видно из графика, наибольшая активность сигналов акустической эмиссии при испытании этой стали наблюдается на упругой стадии I. Образование слабдеформированной пластической зоны в начале стадии II приводит к резкому снижению количества регистрируемых

сигналов вплоть до момента разрушения материала в конце стадии V и началу области акустического затишья.

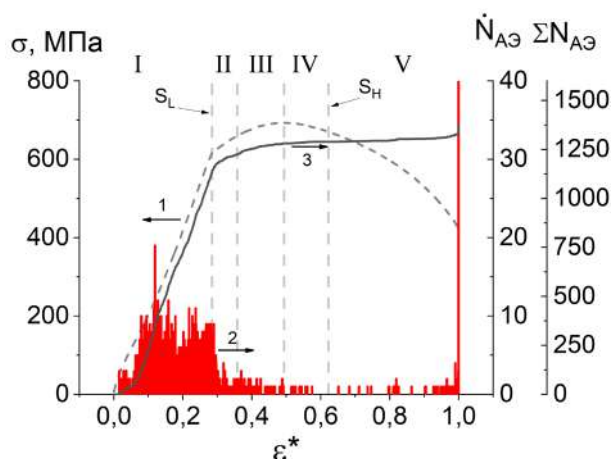


Рисунок 14. Деформационные зависимости напряжения (1), активности сигналов АЭ (2) и суммарного числа событий АЭ (3) от относительной деформации ε^* для образца из стали F500W в исходном состоянии

Представленные на рисунке 15 данные изменения амплитудного $b_{\text{АЭ}}$ -параметра и параметра поврежденности D показывают, что высокоамплитудные сигналы присутствуют на стадиях I и V. При этом, на стадии II после образования слабдеформированной пластической зоны их доля снижается, о чем говорит устойчивый рост $b_{\text{АЭ}}$ -параметра. Наибольшая доля высокоамплитудных сигналов акустической эмиссии на стадии V, о которой свидетельствует резкое снижение $b_{\text{АЭ}}$ -параметра, является предвестником разрушения. Значения параметра D меняются противоположно $b_{\text{АЭ}}$ -параметру, достигая максимума на стадии V перед разрушением.

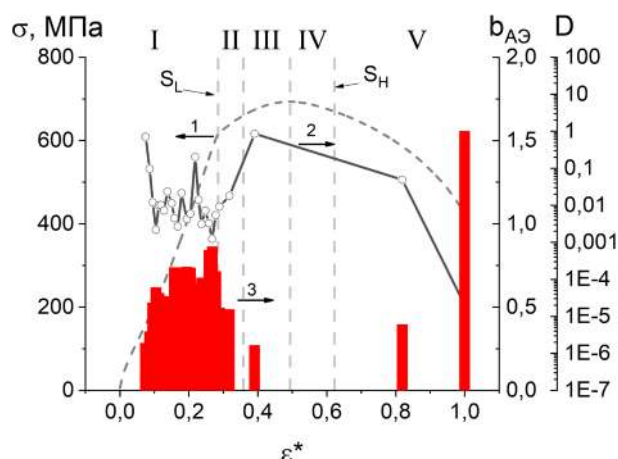


Рисунок 15. Деформационные зависимости напряжения (1), $b_{AЭ}$ -параметра (2) и D – параметра (3) от относительной деформации ε^* стали F500W в исходном состоянии

Одновременно с временными параметрами потока сигналов АЭ аппаратура регистрировала частотные показатели акустического процесса. На рисунке 16 приведен график частотного центроида, который определяется как средневзвешенная частота спектра сигнала, то есть, частота, в которой сосредоточена большая часть энергии сигнала. Из графика видно, что образование и развитие слабodeформированной пластической зоны на стадиях II-III сопровождается уменьшением дисперсии частотного центроида FC после достижения предела прочности на стадии IV. Это может быть связано с началом процесса локализации деформации.

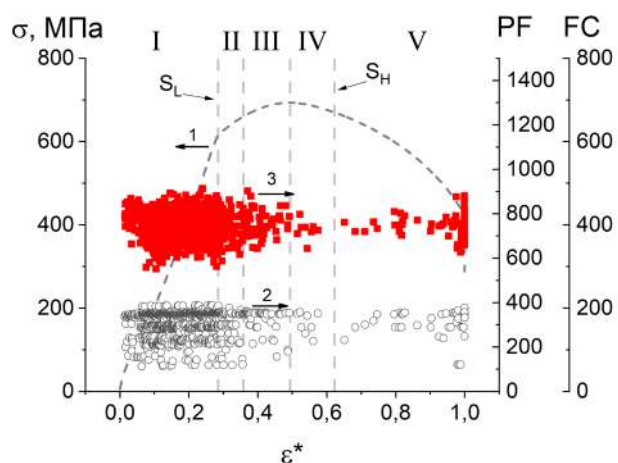


Рисунок 16. Деформационные зависимости напряжения (1), пиковой частоты PF (2) и частотного центроида FC (3) сигналов АЭ стали F500W в исходном состоянии

Из графиков на рисунках 14 - 16 следует, что при появлении плато на диаграмме нагружения активность АЭ резко сокращается, формируя область акустического затишья, длительность которой, как следует из работы [102] зависит от истории нагружения.

Таким образом, показано, что различным стадиям, определенным по характерным точкам на деформационной кривой нагружения стали F500W соответствуют установленные выше изменения параметров акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений.

3.3. Стадийность и характеристики разрушения стали 15Х2ГМФ

Аналогично стали F500W, анализ кривой деформации стали 15Х2ГМФ с использованием первой и второй производных (Рисунок 11, г) напряжения по деформации выявил те же пять стадий разрушения. Однако кинетика процесса имеет особенности, связанные с более высокой прочностью данного материала, наблюдаемые на рисунках - , на которых представлены деформационные зависимости параметров корреляции цифровых изображений и характеристики акустической эмиссии, позволяющие проследить эти особенности.

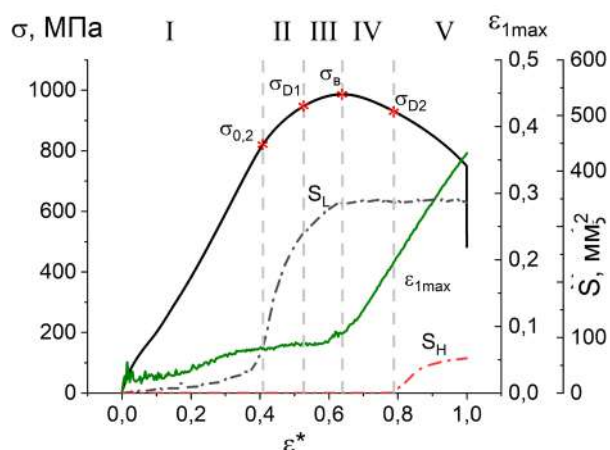


Рисунок 17. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии с изменением площади пластических зон (S_L , S_H) и значением максимальной главной деформации в зонах (ϵ_{1max})

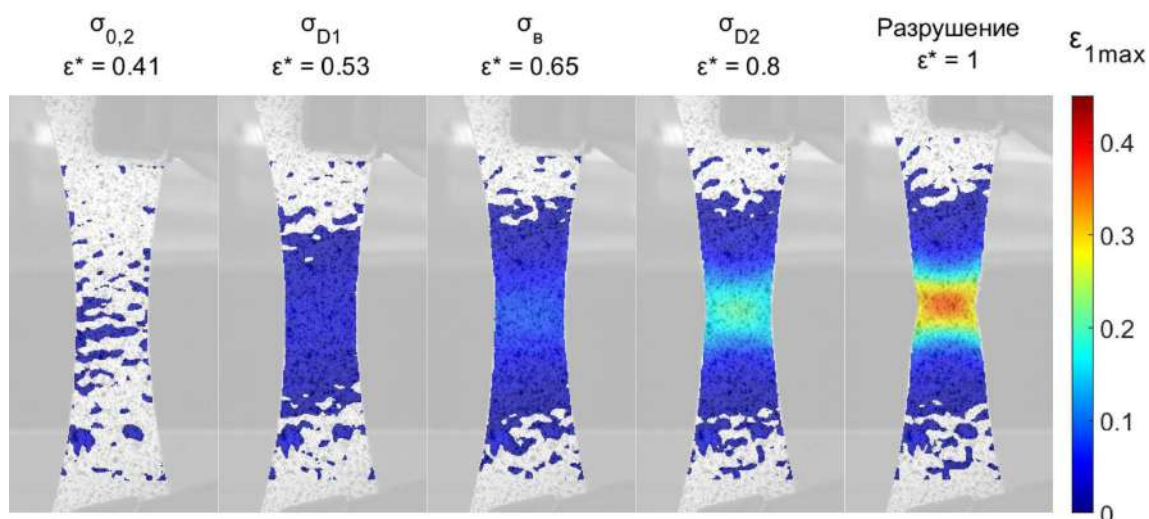


Рисунок 18. Картины главной деформации полученные методом КЦИ в характерных точках кривой нагружения при растяжении корсетных образцов из стали 15Х2ГМФ

На рисунках 17, 18 представлены деформационные зависимости площадей пластических зон (слабодеформированной S_L и сильнодеформированной S_H), а также максимального значения главной деформации ε_{1max} . Видно, что, подобно стали F500W, зарождение слабодеформированной зоны S_L происходит вблизи предела текучести $\sigma_{0,2}$ (начало стадии II). Зона S_L интенсивно растет на стадиях II и III, после чего скорость ее роста замедляется, и к стадии IV она выходит на плато. Отличие от рассмотренной в предыдущем разделе стали F500W заключается в поведении деформационной зависимости максимального значения главной деформации ε_{1max} . Если для менее прочной стали F500W начало интенсивного роста ε_{1max} приходится на границу стадий I-II, то при испытании стали 15Х2ГМФ интенсивный рост главной деформации, сопровождаемый переломом деформационной зависимости ε_{1max} , начинается на стадии III. Это свидетельствует о более позднем начале процесса интенсивной локализации деформации, что, вероятно, обусловлено повышенным сопротивлением материала пластическому течению. Соответственно, формирование сильнодеформированной зоны S_H (на границе стадий IV и V при напряжении σ_{D2}) также происходит при больших степенях относительной деформации ε^*

по сравнению со сталью F500W. Последующее развитие зоны S_H вплоть до разрушения носит линейный характер и не имеет принципиальных отличий от рассмотренной ранее стали F500W. Деформационные зависимости активности $\dot{N}_{AЭ}$ сигналов АЭ и суммарного счета $\sum N_{AЭ}$ для стали 15Х2ГМФ (Рисунок 19) качественно повторяют закономерности изменения АЭ при растяжении стали F500W: максимум активности приходится на упругую стадию I, после чего, с появлением слабдеформированной зоны, количество регистрируемых событий резко снижается и остается невысоким вплоть до финальной стадии предразрушения.

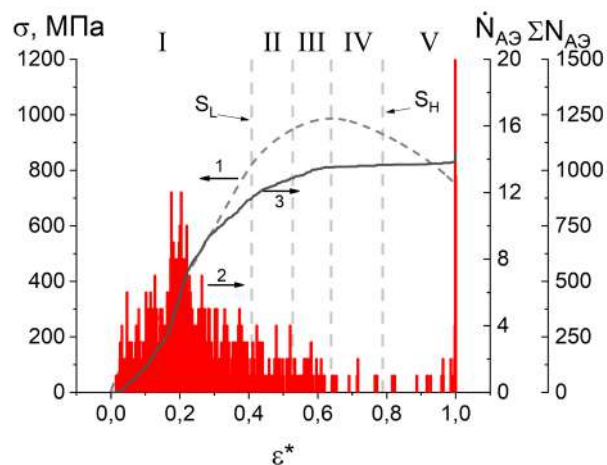


Рисунок 19. Деформационные зависимости напряжения (1), активности сигналов АЭ (2) и суммарного числа событий АЭ (3) стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии

Более информативными оказываются амплитудные и частотные характеристики. На рисунке 20 показано изменение $b_{AЭ}$ -параметра и D-параметра. Как и у рассмотренной выше стали F500W, высокоамплитудные сигналы (низкие значения $b_{AЭ}$) доминируют на стадиях I и V. При этом на стадиях II–IV, соответствующих развитию слабдеформированной зоны, $b_{AЭ}$ -параметр почти не меняется, указывая на преобладание низкоамплитудных событий. Резкое падение $b_{AЭ}$ и максимум D в конце стадии V говорят о скором разрушении материала.

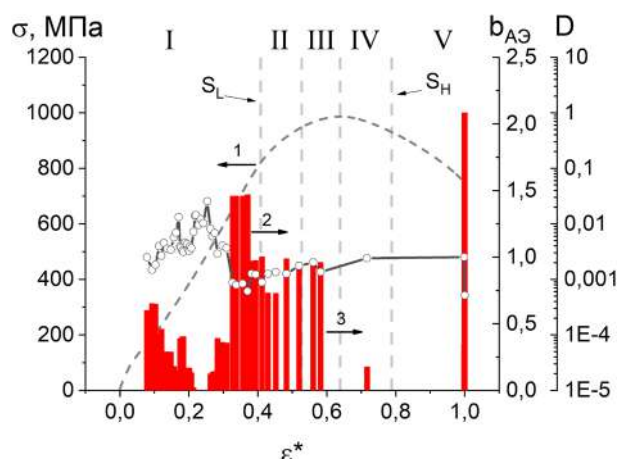


Рисунок 20 Деформационные зависимости напряжения (1), $b_{AЭ}$ - параметра (2) и D – параметра (3) стали 15X2ГМФ в исходном состоянии

Анализ частотных параметров (пиковой частоты PF и частотного центроида FC, рисунок 21) показывает, что образование и рост слабodeформированной зоны сопровождаются уменьшением дисперсии и некоторым смещением FC в область более высоких частот после достижения предела прочности, что может быть связано с увеличением среднего размера дефекта. По сравнению со сталью F500W, эти изменения выражены более четко.

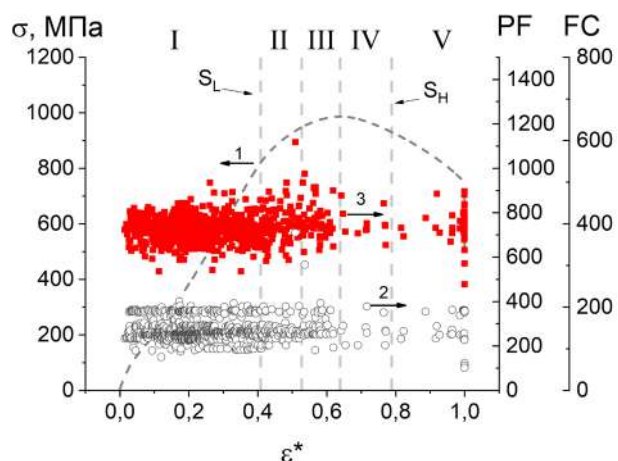


Рисунок 21. Деформационные зависимости напряжения (1), пиковой частоты PF (2) и частотного центроида FC (3) сигналов АЭ для стали 15X2ГМФ в исходном состоянии

Так же, как и при испытании стали F500W, на рисунках 19 - 21 наблюдается область акустического затишья, появление которой отвечает относительной деформации, соответствующей началу плато на деформационной зависимости суммарного числа акустических сигналов.

Таким образом, проведенный анализ показывает, что выделенные по механическим критериям стадии разрушения стали 15X2ГМФ находят прямое отражение в изменении локальных полей деформаций и параметров акустической эмиссии. Выявленные отличия от менее прочной стали F500W (смещение момента локализации деформации, отличия параметров АЭ) являются следствием структурного состояния и более высокой прочности материала. Для более глубокого понимания роли структурного фактора, в частности, размера зерна, следующим этапом работы стало исследование аустенитной стали 12X18Н10Т после закалки при различной температуре, обеспечивающей получение разного размера зерна. Результаты этого исследования представлены в следующем разделе.

3.4. Влияние размера зерна на стадийность разрушения аустенитной стали 12X18Н10Т

В таблице 2 и на рисунке 22 представлены механические свойства и структура аустенитной стали 12X18Н10Т (партия I) [216]. Микроструктуру исследуемой стали получили путем травления полированных образцов в смеси соляной и азотной кислот в соотношении 3:1 (по объему) в течение 60 с. Видно, что при температурах закалки (T_3) ниже 1100 °С микроструктура образцов состоит из равномерно распределенных равноосных зерен аустенита с четкими и регулярными границами, при $T_3 = 1200^\circ\text{C}$ размеры зерен увеличиваются. Двойники отжига, характерные для аустенитных сталей, наблюдаются во всем диапазоне температур, однако качественная оценка показывает наибольшее их количество при $T_3 = 1100^\circ\text{C}$.

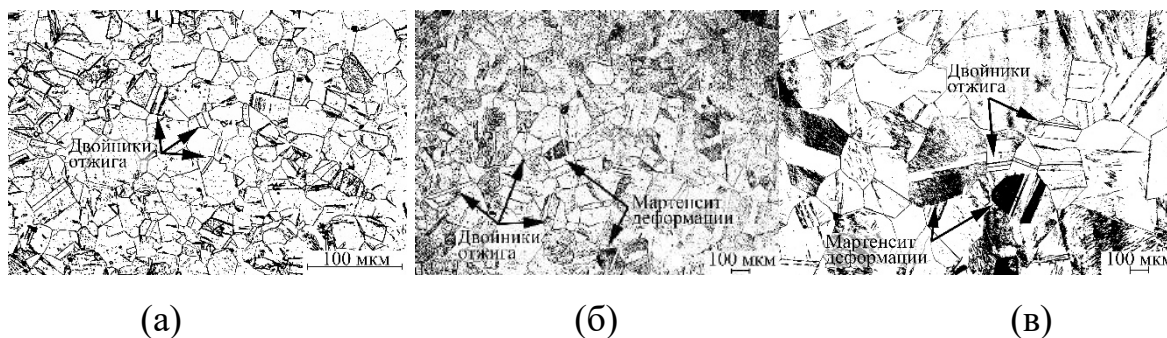


Рисунок 22. Микроструктура исследуемой стали 12Х18Н10Т при температуре закалки $T_3 = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а), $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б) и $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в)

На рисунке 22 также наблюдаются зерна темного цвета, при большем увеличении которых выявляется игольчато-пластинчатая структура, характерная для мартенсита. По мнению авторов работ [217], [218] превращение нестабильного аустенита в мартенсит деформации в приповерхностном слое толщиной не более нескольких микрон возможно при шлифовке и полировке образцов. Средние значения размеров аустенитных зерен от температуры закалки T_3 представлены в таблице 2.

Таблица 2. Механические свойства исследуемой стали 12Х18Н10Т после закалки

Температура закалки T_3 , $^{\circ}\text{C}$	Средний размер зерен, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
950	21 ± 5	178	581	76,8
1100	117 ± 27	173	601	84,6
1200	280 ± 57	168	591	85,1

Как и для ранее рассмотренных бейнитных сталей, анализ кривых деформации (Рисунок 23) позволил выделить пять стадий, однако их проявление существенно зависит от структурного состояния. При анализе формы диаграммы деформации с целью определения стадийности

разрушения, как и ранее, использовали вторую производную напряжения по деформации. Результаты показаны на рисунке 23. Выделенные критические напряжения определяют стадии процесса разрушения, отражающие процесс накопления дефектов и их влияние на физические свойства.

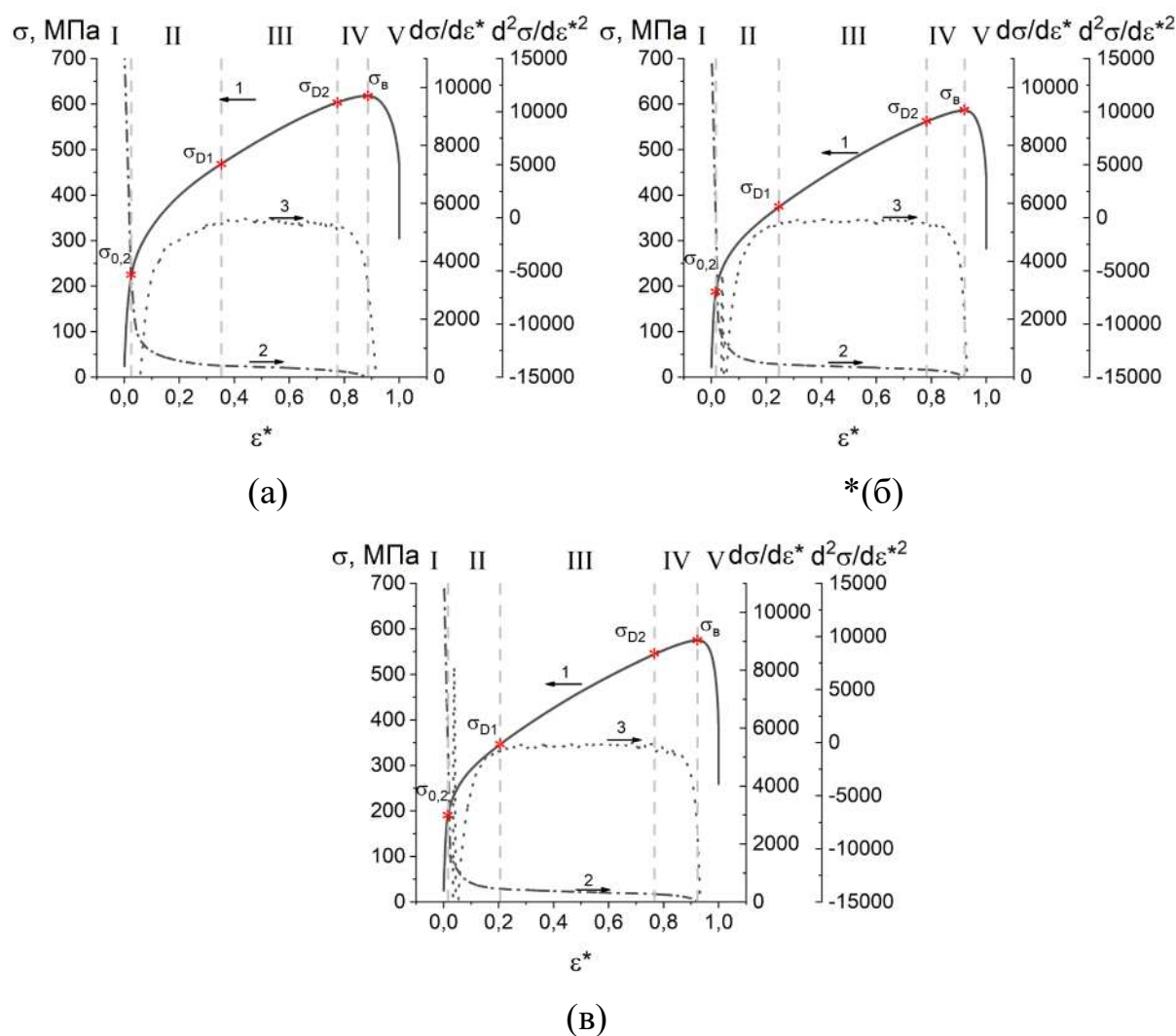
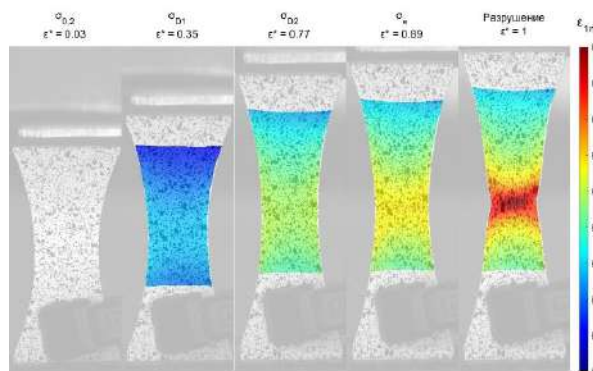
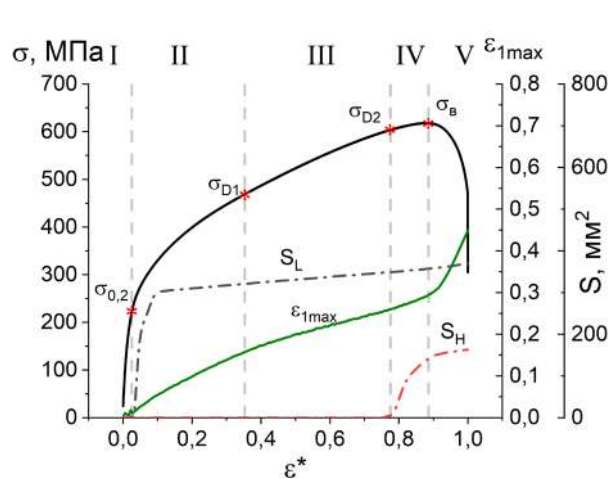


Рисунок 23. Зависимости напряжения (1), первой (2) и второй (3) производных деформации от относительной деформации ε^* для корсетных образцов исследуемой стали 12X18H10T с размером зерна 21 мкм (а), 117 мкм (б) и 280 мкм (в)

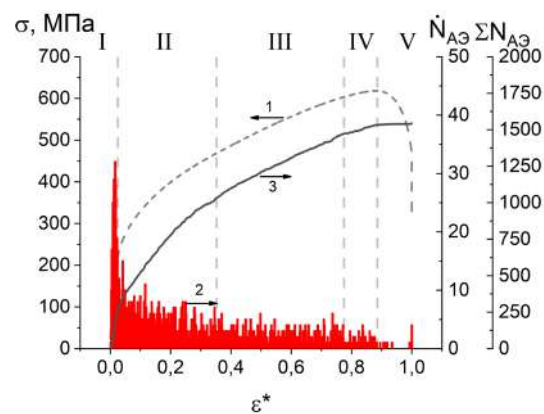
Как видно из рисунка 24, а выделенные стадии развития разрушения отвечают изменению картин локальной деформации образца, полученных методом корреляции цифровых изображений. Так в начале стадии II, появляется слабдеформированная зона (S_L), которая быстро достигает плато

уже к середине стадии II. Это связано с ограниченностью области, в которой проводится анализ данных КЦИ областью захвата образца и датчиком АЭ, что не позволяет фиксировать рост зоны пластической деформации на всей площади образца методом КЦИ.

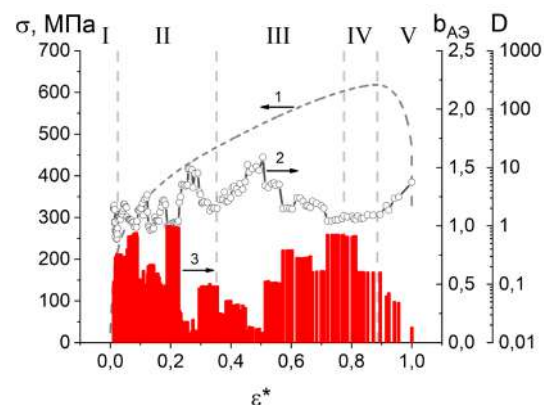
После достижения напряжения σ_{D2} на IV-той стадии формируется сильнодеформированная зона (S_H) с максимальной главной деформацией $\varepsilon_{1max} \sim 0,25$, что свидетельствует о начале процесса локализации деформации. На границе стадий IV-V при достижении предела прочности скорость ее роста снижается, и происходит очевидная локализация деформации, сопровождаемая резким ростом ε_{1max} . Изменения характеристик акустической эмиссии, являющихся откликом на описанные выше события, представлены на рисунке 24, б, в. Образование слабодеформированной зоны при относительной деформации $\sim 0,1$ приводит к появлению локальных пиков D-параметра и падению $b_{АЭ}$ -параметра. А выход S_L на плато сопровождается снижением D-параметра, характеризующего амплитуду акустических событий, и последующим его увеличением при появлении зоны S_H .



(а)



(б)



(в)

Рисунок 24. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения стали с размером зерен 21 мкм с изменением площади пластических зон (S_L , S_H), максимальной главной деформацией в зонах (ε_{1max}) (а) и характеристиками акустической эмиссии ($\dot{N}_{АЭ}$, $\sum N_{АЭ}$, D , $b_{АЭ}$) (б, в)

С увеличением размера зерна с 21 мкм до 117 мкм выделенная ранее стадийность сохраняется, но сам вид деформационных зависимостей претерпевает некоторые изменения (Рисунок 25). Отмечается значительное снижение активности АЭ на стадии I. Увеличивается скорость роста максимального значения главной деформации ε_{1max} , размер зон пластической деформации, а максимум D-параметра смещается на стадию роста зоны S_L . При увеличении зерна до 280 мкм отмеченная на предыдущих графиках стадийность не меняется, активность АЭ на стадии I снижается еще больше, но наблюдается резкий рост суммарного числа сигналов акустической

эмиссии $\sum N_{AЭ}$, изменение деформационных зависимостей $b_{AЭ}$ и D-параметров и рост площади сильнодеформированной пластической зоны (Рисунок 26).

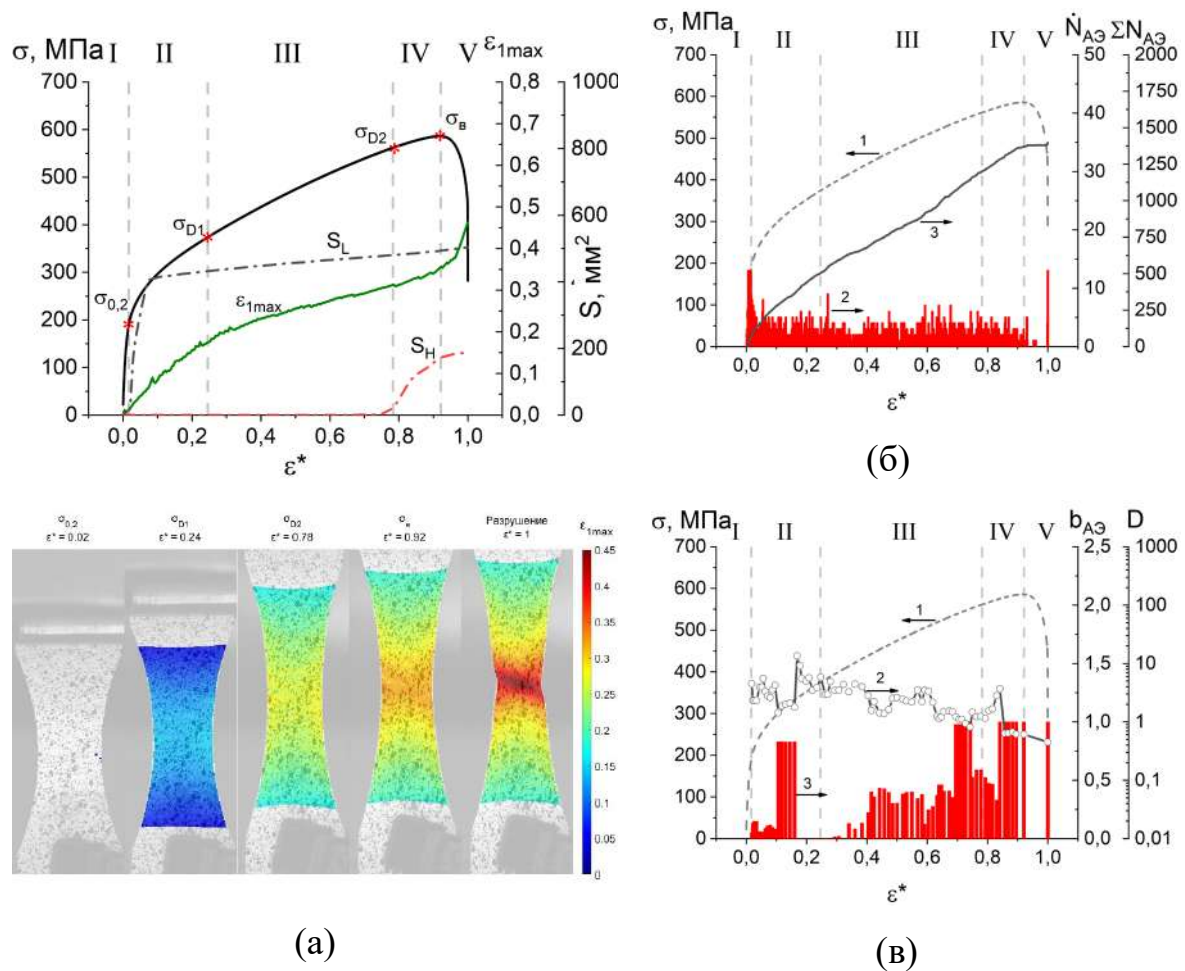
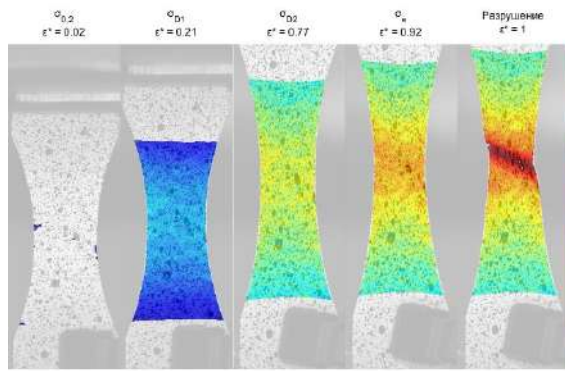
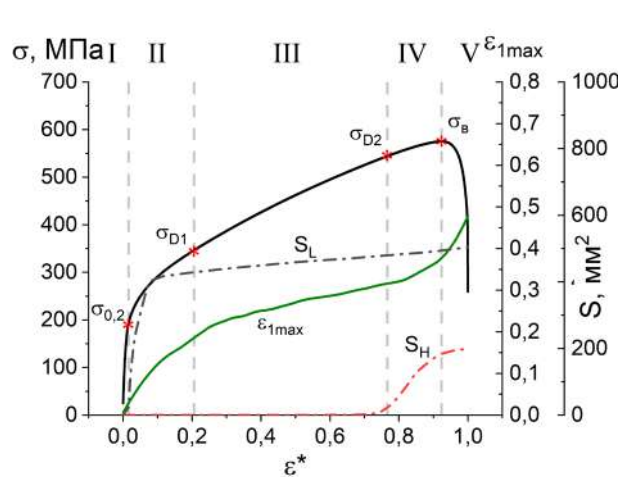
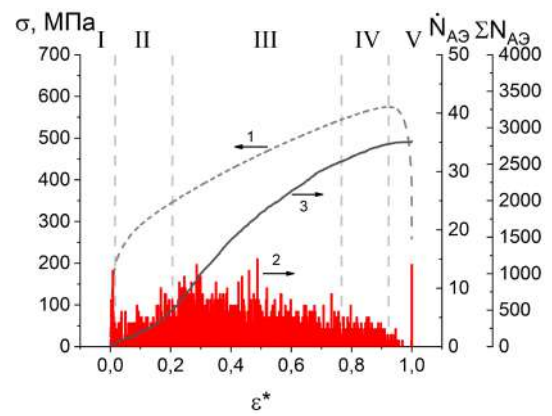


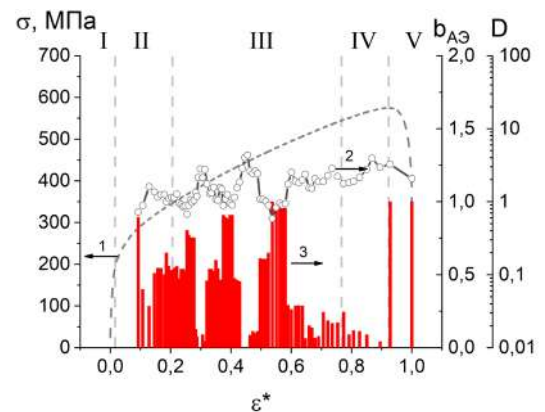
Рисунок 25. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения стали с размером зерен 117 мкм с изменением площади пластических зон (S_L , S_H), максимальной главной деформацией в зонах (ε_{1max}) (а) и характеристиками акустической эмиссии ($\dot{N}_{AЭ}$, $\sum N_{AЭ}$, D, $b_{AЭ}$) (б, в)



(а)



(б)



(в)

Рисунок 26. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения стали с размером зерен 280 мкм с изменением площади пластических зон (S_L , S_H), максимальной главной деформацией в зонах ($\varepsilon_{1\max}$) (а) и характеристиками акустической эмиссии ($\dot{N}_{AЭ}$, $\sum N_{AЭ}$, D , $b_{AЭ}$) (б, в)

В отличие от бейнитных сталей, деформационные зависимости суммарного числа акустических сигналов не выходят на плато, и продолжают возрастать до финального разрушения, причем скорость такого роста зависит от размера зерен. Область акустического затишья отсутствует. Влияние размера зерна сказывается и на деформационных зависимостях $b_{AЭ}$ -параметра- при малом размере он возрастает, при среднем и большом увеличивается. Это означает, что с изменением размера зерна происходят изменения соотношения доли событий с малой и большой амплитудой, связанные, вероятно, со структурными изменениями.

На рисунке 27 представлены зависимости от размера зерен прочностных параметров ($\sigma_{0.2}$, σ_B), площади сильнодеформированной пластической зоны и акустических параметров - пиковой частоты, средней частоты и частотного центроида сигналов, характеризующих форму акустических сигналов, в значительной степени определяющей механизм развития поврежденности. Из рисунка следует, что все отмеченные выше зависимости акустических параметров, а также размеров слабо- и сильнодеформированной зоны удовлетворяют соотношениям типа Холла-Петча ($\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$), т.е. линейным соотношениям измеренных параметров от $d^{-1/2}$, но наибольшее влияние размер зерен оказывает на площадь слабодеформированных и сильнодеформированных пластических зон (Рисунок 27, б), которые значительно возрастают с его увеличением. Для подтверждения этих зависимостей требуются дальнейшие исследования на стали с размерами зерен, меняющимися в большем диапазоне.

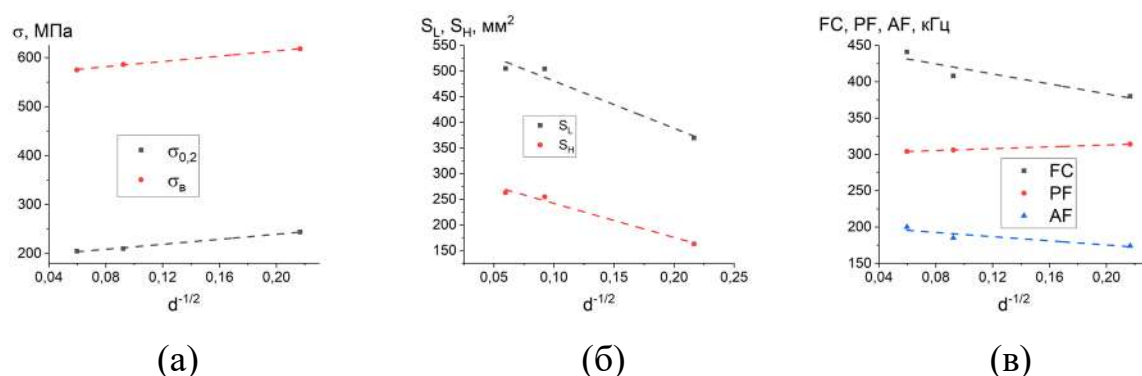


Рисунок 27. Зависимости от размера зерен прочностных свойств, σ_B и $\sigma_{0.2}$ (а), площади сильнодеформированной пластической зоны S_H (б) и параметров АЭ – пиковой частоты сигналов АЭ PF, средней частоты AF, частотного центроида FC (в).

Полученные результаты убедительно демонстрируют чувствительность акустической эмиссии к изменению размера зерна. Следующим шагом является апробация данной методологии на материалах, структура которых формируется в принципиально иных условиях, а именно в условиях аддитивного производства.

3.5. Особенности процесса разрушения стали 316L, полученной аддитивным методом

Анализ стадийности разрушения методами АЭ и КЦИ был проведен и по данным испытания на растяжение стали 316L, полученной методом селективного лазерного сплавления. В отличие от сталей традиционного производства, на кинетику развития повреждений в аддитивном материале влияют дефекты структуры, сформировавшиеся при аддитивном производстве – поры и границы ванн расплава (Рисунок 28). Ниже рассмотрено влияние на параметры АЭ и КЦИ исходной (после печати) и модифицированной структуры стали в результате замены сканатора и последующей термической обработки (выдержка 2 часа при $T=750\text{ }^{\circ}\text{C}$ с охлаждением в печи). Согласно литературным данным, такой режим термообработки позволяет снять остаточные напряжения, сохранив исходную микроструктуру стали 316L, изготовленной методом СЛС [219]. В результате обработки отмечено незначительное повышение прочностных характеристик (Таблица 3) и уменьшение количества крупных дефектов по границам ванн расплава (Рисунок 28), тогда как существенных изменений структуры не зафиксировано.

Таблица 3. Механические свойства стали аддитивной 316L в исходном состоянии и после модификации технологии изготовления с последующей термической обработкой

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа
Исходная структура	417	532
Модифицированная структура	430	603

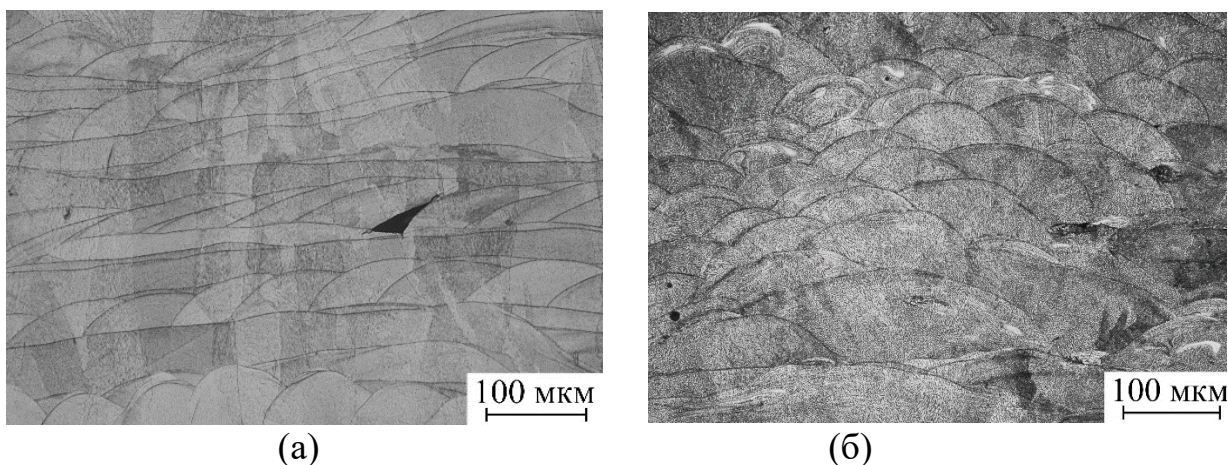


Рисунок 28. Структура полученной аддитивным методом стали 316L до (а) и после (б) модификации технологии изготовления и термической обработки

Испытания на растяжение стали 316L с модифицированной структурой, изготовленной методом селективного лазерного сплавления, сопровождались регистрацией акустической эмиссии (АЭ) и анализом полей деформаций методом корреляции цифровых изображений (КЦИ).

Средние и медианные значения параметров АЭ от начала нагружения до момента разрушения приведены в таблице 4 и на рисунках 29, 30. Как и в рассмотренных ранее сталях из анализа кривой нагружения были выделены характерных стадий процесса разрушения. I-я стадия отличается высокими значениями активности сигналов $\dot{N}_{АЭ}$, $b_{АЭ}$ -параметра и RA, на II-ой стадии $\dot{N}_{АЭ}$ падает, $b_{АЭ}$ – параметр снижается, а D достигает локального максимума. Переход от стадии III к стадии IV характеризуется сильным снижением активности сигналов АЭ и началом акустического затишья, изменения $b_{АЭ}$ -параметра и частотных характеристик (PF, FC) незначительны. На V-ой стадии предразрушения происходит резкое снижение $b_{АЭ}$ - параметра, рост D и увеличение активности $\dot{N}_{АЭ}$.

Таблица 4. Параметры АЭ образцов полученной аддитивным методом стали 316L в исходном состоянии и после модификации структуры и термической обработки

Состояние	$\langle \dot{N}_{\text{АЭ}} \rangle$	$\sum N_{\text{АЭ}}$	$PF_{\text{med, кГц}}$	$FC_{\text{med, кГц}}$	$AF_{\text{med, кГц}}$	$\langle RA \rangle$, мкс/дБ	$b_{\text{АЭ}}$
Исходная структура	26,2	6634	314	433	345,8	0,212	1,306
Модифицированная структура	7,33	1283	318	421	241	0,161	1,147

Обращает на себя внимание тот факт, что после модификации структуры наибольшие изменения претерпевают параметры $\dot{N}_{\text{АЭ}}$, $\sum N_{\text{АЭ}}$. Это может свидетельствовать как об уменьшении количества дефектов, являющихся источниками АЭ, так и об их слиянии и укрупнении.

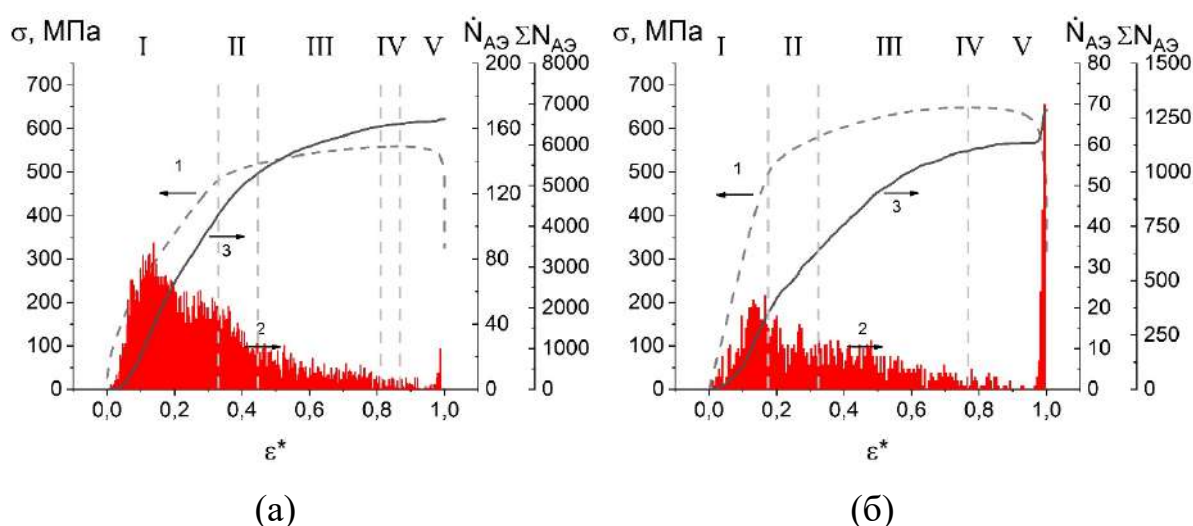


Рисунок. 29. Деформационные зависимости напряжения, активности $\dot{N}_{\text{АЭ}}$ и суммарного числа $\sum N_{\text{АЭ}}$ событий акустической эмиссии стали 316L с исходной (а) и модифицированной (б) структурой при растяжении

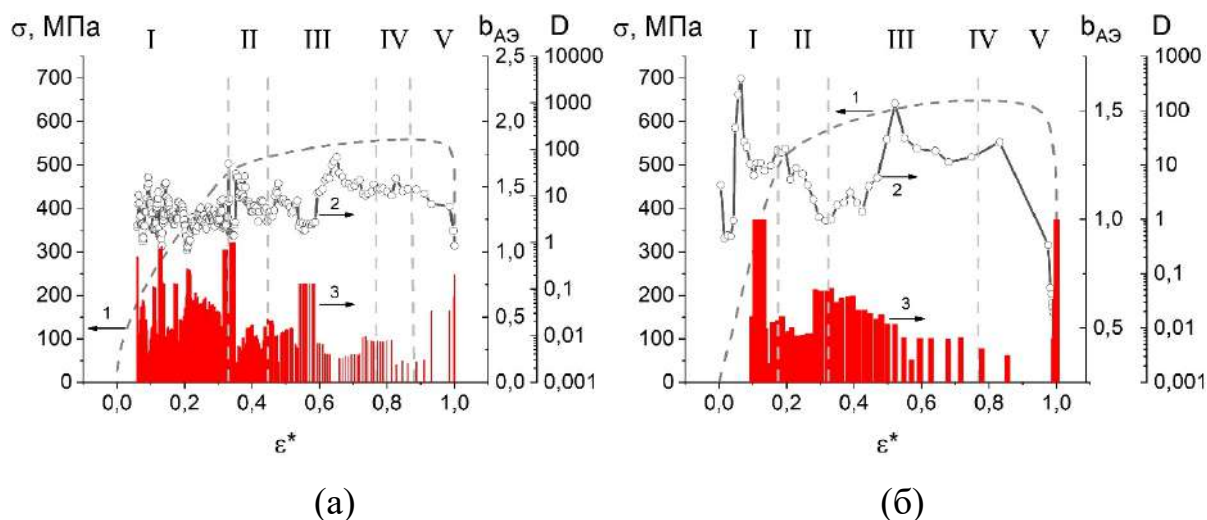


Рисунок 30. Деформационные зависимости напряжения, активности $b_{AЭ}$ и D - параметров акустической эмиссии стали 316L с исходной (а) и модифицированной (б) структурой при растяжении

Методом корреляции цифровых изображений (КЦИ) был проведен качественный и количественный анализ влияния механической деградации на динамику изменения пластических зон в изготовленной методом селективного лазерного сплавления стали 316L с исходной и модифицированной структурой. Получены деформационные зависимости максимального значения главной деформации ε_{1max} , и площадей слабо- и сильнодеформированных пластических зон, выделенных ранее рентгенографическим методом [28; 29].

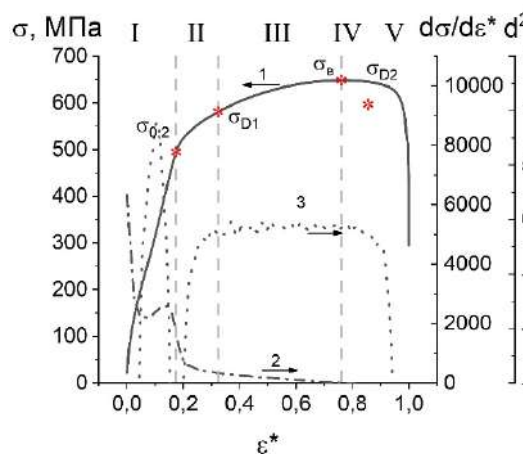
Деформационные зависимости деформационных параметров для материала с исходной структурой и после модификации приведены на рисунках 31, 32, а характеристики в момент разрушения приведены в таблице 5. Как видно из рисунков, изменения максимальной главной деформации ε_{1max} , а также поведение выделенных пластических зон, отвечают стадийности изменения кривой нагружения и параметров АЭ. На I-ой стадии главная деформация мала, как и размер слабодеформированной зоны S_L . II-я стадия характеризуется ростом максимального значения главной деформации ε_{1max} и расширением зоны S_L . Стадии III-IV обусловлены изменением скорости роста

главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ и появлением сильнодеформированной зоны S_H . На V-ой стадии происходит формирование магистральной трещины, которое сопровождается ростом сильнодеформированной зоны S_H .

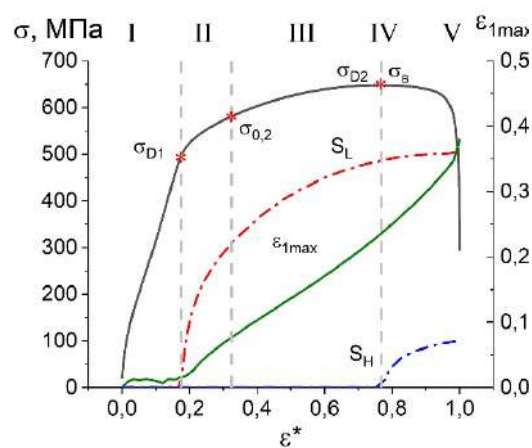
Таблица 5. Параметры, оцененные методом корреляции цифровых изображений при испытании аддитивной стали 316L в исходном состоянии и после модификации структуры и термической обработки

Структура	$\varepsilon_{1\max}$	S_L , мм ²	S_H , мм ²
Исходная	0,35	127	24
Модифицированная	0,38	143	29

Модификация структуры материала с термической обработкой привела к более раннему образованию пластических зон и большим значениям максимальной главной деформации. Значения площадей сильно- и слабодеформированных пластических зон при разрушении также увеличились.



(а)



(б)

Рисунок 31. Деформационные зависимости напряжения (1), первой (2) и второй (3) производных напряжения по деформации (а); максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ и площадей пластических зон S_L и S_H , оцененных методом КЦИ (б) стали 316L с модифицированной структурой

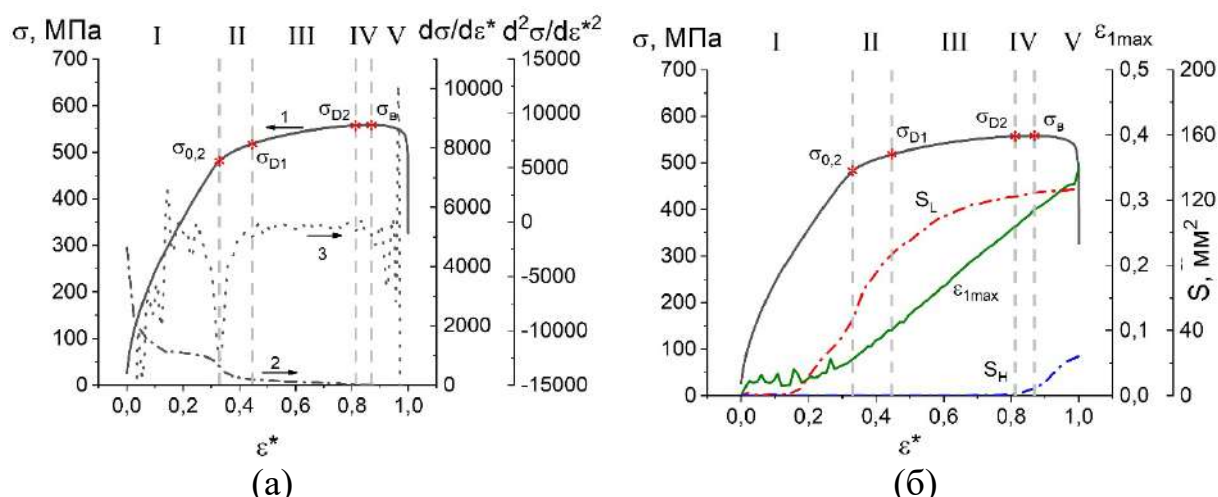


Рисунок 32. Деформационные зависимости напряжения (1), первой (2) и второй (3) производных напряжения по деформации (а); максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ и площадей пластических зон S_L и S_H , оцененных методом КЦИ (б) аддитивной стали 316L с исходной структурой

Таким образом, испытание на растяжение четырех сталей с различной структурой подтвердили связь между стадийностью развития деформации, динамикой пластических зон и параметрами акустической эмиссии. Однако для обоснования предложенного подхода необходимо показать взаимосвязь стадийности развития деформации с процессами на микроуровне, накоплением и ростом микротрещин. Анализ иерархии поврежденности на основе прямых наблюдений микроструктуры исследованных сталей посвящен следующий раздел.

3.6. Иерархия поврежденности

Как будет показано далее, выделенная в предыдущем разделе стадийность изменения параметров акустической эмиссии и динамики роста пластических зон находится в согласии с иерархической структурой развития микротрещин, наблюдаемой на поверхности исследуемых материалов, изученной ранее при анализе поврежденности стали 20, 45 и 12X18H10T [212].

Иерархия микротрещин при растяжении образцов из судостроительной стали *F500W* рассмотрена в работе [220]. Из рисунка 33 видно, что изменение концентрации микротрещин различных рангов согласуется с выделенной ранее стадийностью изменения параметров акустической эмиссии и

корреляции цифровых изображений. Так, на стадиях увеличения слабдеформированной пластической зоны II-III происходит резкий рост малых и средних микротрещин, после слияния которых на стадии IV вместе с появлением сильнодеформированной зоны увеличивается концентрация микротрещин с длиной больше 120 мкм. Уменьшение концентрации малых и средних микротрещин вследствие их слияния на стадии V свидетельствует о начале формирования магистральной трещины, что подтверждает резкое падение $b_{AЭ}$ -параметра, которое, как показано в работах [221; 222], согласуется с изменением b_c -параметра (микроструктурного аналога $b_{AЭ}$ -параметра), оцененного по кумулятивным распределениям микротрещин.

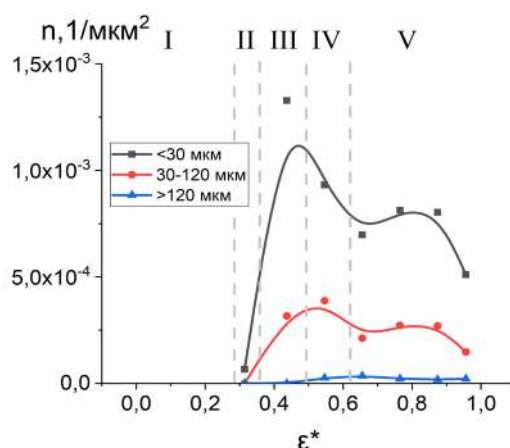


Рисунок 33. Деформационные зависимости концентрации микротрещин различной длины в образцах из стали F500W в исходном состоянии

Комплексная оценка развития микротрещин при растяжении образцов из стали **15Х2ГМФ** была выполнена в работе [125]. При исследовании развития микротрещин различной длины не была явно установлена иерархичность процесса накопления дефектов, отмеченной в аналогичных исследованиях, выполненных для образцов из углеродистых и аустенитной сталей. Образование крупных дефектов ($l > 2d$) не сопровождалось падением плотности микротрещин меньших размеров, а лишь небольшим снижением углового коэффициента кривых ($l < d$) и ($d < l < 2d$), что прослеживается на рисунке 34.

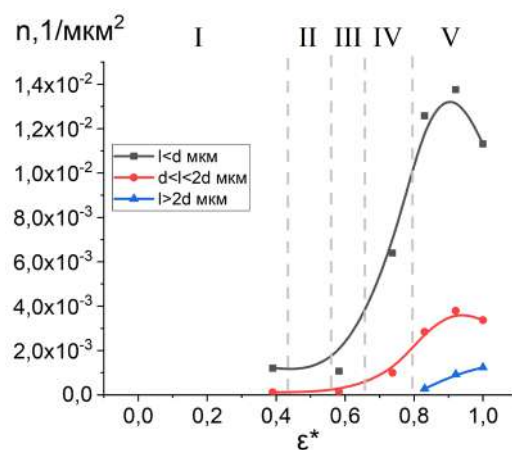


Рисунок. 34. Изменение плотности микротрещин различной длины от относительной деформации ϵ^* в области образования шейки при растяжении образцов из стали 15X2ГМФ

Стадийность развития поврежденности, изготовленной аддитивным методом **стали 316L** в исходном состоянии, рассмотрена авторами работ [223; 224]. Полученные данные о концентрации микротрещин (n) (Рисунок 35) различной длины позволили установить взаимосвязь поврежденности с параметрами неразрушающего контроля. Из рисунка видно, что выделенная ранее стадийность согласуется с иерархией развития микротрещин. Было установлено, что разрушение аддитивного материала связано, в основном, с зарождением, раскрытием и ростом поперечных микротрещин, перпендикулярных направлению нагружения и располагающихся по границам ванн расплава. В результате их слияния формируется макротрещина. При этом характерный размер дефектов в материале, изготовленном по «аддитивной» технологии, на порядок больше микротрещин, наблюдаемых в нержавеющей стали, полученной традиционными методами.

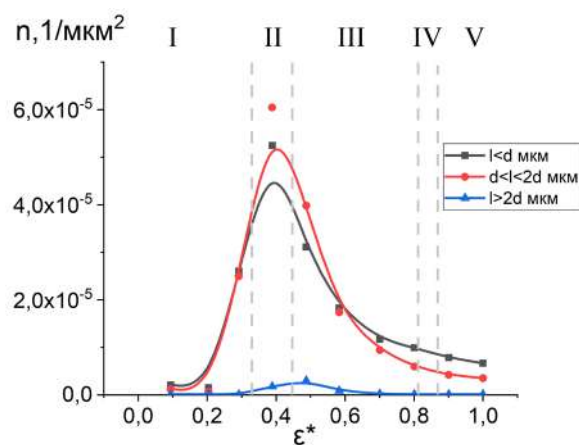


Рисунок 35. Деформационные зависимости концентрации микротрещин различной длины в стали 316L, полученной аддитивным методом

Выявленная корреляция стадийности физических параметров и иерархии накопления микротрещин подтверждает, что предлагаемый подход отражает реальные физические процессы развития деформации материала в процессе растяжения.

3.7. Влияние структуры, прочностных свойств исследуемых сталей и технологии изготовления на оцененные критерии

Проведенные в данной главе исследования позволили установить, что совместный анализ механических характеристик, параметров акустической эмиссии и данных цифровой корреляции изображений, дает возможность количественно оценивать кинетику разрушения конструкционных сталей с различной структурой и технологией изготовления. Обобщение полученных результатов выявило ряд закономерностей, связывающих структурные особенности материалов со стадийностью разрушения, изменением пластических зон и параметрами акустической эмиссии.

Сравнение сталей с бейнитной (F500W, 15X2ГМФ) и аустенитной (12X18Н10Т, 316L) структурой обнаруживает принципиальные различия в кинетике разрушения, которые проявляются на всех уровнях – от макроскопической диаграммы деформации до микроструктурных механизмов накопления повреждений.

Наиболее яркое отличие касается активности сигналов **акустической эмиссии**. У аустенитных сталей (как традиционной 12X18H10T, так и аддитивной 316L) активность на упругой стадии (стадия I) заметно выше, чем у бейнитных, и остается существенной вплоть до стадии предразрушения (Рисунок 36, а, б). Напротив, у бейнитных сталей после достижения предела текучести и образования слабдеформированной пластической зоны наблюдается резкое снижение количества регистрируемых сигналов, формирующее так называемую область «акустического затишья» (Рисунок 36, б). Деформационные зависимости суммарного числа событий $\Sigma N_{АЭ}$ для бейнитных сталей F500W и 15X2ГМФ имеют четкий перелом при относительной деформации $\epsilon^* \approx 0,3$ и $\epsilon^* \approx 0,63$ соответственно, после которого $\Sigma N_{АЭ}$ остается практически постоянным (Рисунок 36, б). Для аустенитной стали 12X18H10T деформационные зависимости $\Sigma N_{АЭ}$ не имеют перелома при всех исследованных размерах зерна, а область акустического затишья отсутствует. В аустенитных сталях акустическое затишье практически не выражено, что объясняется двумя факторами: в стали 12X18H10T в процессе нагружения происходит образование мартенсита деформации, которое служит дополнительным источником сигналов на всех стадиях; в аддитивной стали 316L роль дополнительных источников АЭ играют технологические дефекты (поры, несплошности по границам ванн расплава), которые являются источниками локальных пластических деформаций и микротрещин. Суммарное число событий при испытании аддитивной стали 316L в исходном состоянии на порядок выше $\Sigma N_{АЭ}$, чем в той же стали после термической обработки (Рисунок 36, б). Следовательно, параметр $\Sigma N_{АЭ}$ может быть использован для контроля дефектности сталей аддитивного производства.

Суммарное число событий АЭ $\Sigma N_{АЭ}$ у бейнитной стали 15X2ГМФ выше, чем у менее прочной F500W, что согласуется с большей плотностью микротрещин, зафиксированной в работе [125] (Рисунок. 34). У аустенитных сталей значения $\Sigma N_{АЭ}$ существенно зависят от размера зерна (для 12X18H10T)

и технологии получения (для 316L), однако в целом они превышают показатели бейнитных сталей при сопоставимых деформациях.

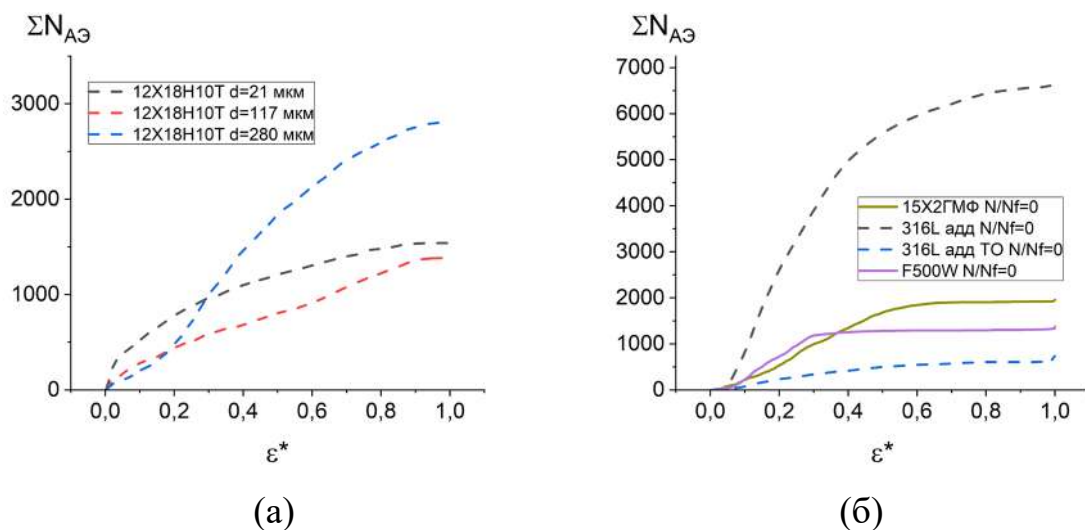
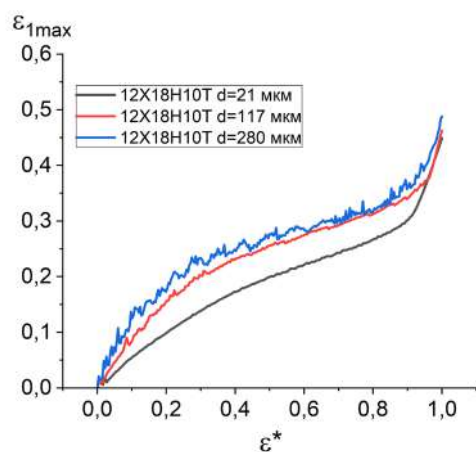


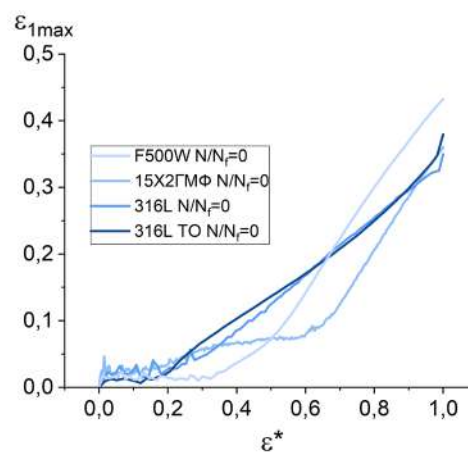
Рисунок 36. Деформационные зависимости суммарного числа событий $\Sigma N_{AЭ}$ сталей 12X18H10T (партия I) с разным размером зерен (а), 15X2ГМФ, F500W и изготовленной аддитивным методом стали 316L в исходном состоянии и после ТО (б)

Метод **корреляции цифровых изображений** позволил выявить различия в эволюции пластических зон. Для бейнитных сталей характерно четкое разделение стадий роста слабодеформированной зоны S_L и последующего формирования сильнодеформированной зоны S_H (Рисунок 38, Рисунок 39, б). Переход к локализации деформации (точка σ_{D2}) у бейнитных сталей смещен в область больших значений ε^* , особенно выражено это у стали 15X2ГМФ, что обусловлено её повышенной прочностью. Деформационные зависимости максимальной главной деформации ε_{1max} для бейнитных сталей F500W и 15X2ГМФ имеют перелом при тех же значениях относительной деформации ($\varepsilon \approx 0,3$ и $\varepsilon \approx 0,63$ соответственно), что и зависимости $\Sigma N_{AЭ}$ (Рисунок 36, б). Это означает, что выход $\Sigma N_{AЭ}$ на плато сопровождается ускоренным ростом локальной деформации в пластической зоне. Иной характер изменения полей деформации наблюдается при переходе к аустенитной стали 12X18H10T. На деформационной зависимости

максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ отсутствует протяженный линейный участок, характерный для стадий развитой пластической деформации (Рисунок 37, а). Вместо этого происходит практически монотонный рост $\varepsilon_{1\max}$, что, вероятно, связано с образованием мартенсита деформации. Зависимости $\varepsilon_{1\max}$ для нестабильного аустенита стали 12Х18Н10Т отличаются ускоренным ростом на начальной стадии растяжения по сравнению с бейнитными сталями. Это может быть следствием как высокой пластичности, так и образованием мартенсита деформации. При этом в стали с меньшим размером зерна (21 мкм), где доля мартенсита деформации выше, скорость увеличения $\varepsilon_{1\max}$ ниже, чем для крупнозернистого состояния (280 мкм). Площадь пластической зоны S_H в стали 12Х18Н10Т оказывается значительно больше, чем в бейнитных сталях при одинаковых относительных деформациях, что обусловлено более высокой пластичностью. Полученная аддитивным методом сталь 316L в исходном состоянии демонстрирует раннее формирование зоны S_L из-за локализации деформации вокруг технологических дефектов. После модификации технологии и термической обработки площади зон S_L и S_H возрастают, $\varepsilon_{1\max}$ увеличивается, приближаясь к уровню бейнитных сталей.



(а)



(б)

Рисунок 37. Деформационные зависимости максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ сталей 12Х18Н10Т (партия I) с разным размером зерен (а), 15Х2ГМФ, F500W и изготовленной аддитивным методом стали 316L в исходном состоянии и после ТО (б)

Сравнение динамики пластических зон показало, что сильнодеформированная зона S_H в образцах из стали F500W появляется раньше, чем при испытании всех других исследованных материалов, и её размер превышает размер зоны S_H в стали 15X2ГМФ и 316L. При этом с увеличением размера зерна в нержавеющей стали 12X18Н10Т зона S_H возникает при меньшей относительной деформации и достигает большей площади (Рисунок 39, а). Что касается слабодеформированной зоны S_L , то в стали F500W она появляется при заметно больших значениях деформации по сравнению со всеми другими исследованными материалами, тогда как в стали 15X2ГМФ, напротив, при меньших деформациях, близких к деформации появления S_L в нержавеющей стали (Рисунок 38). Наибольшая абсолютная площадь пластических зон наблюдается в образцах из нержавеющей стали 12X18Н10Т с крупным размером зерна (280 мкм).

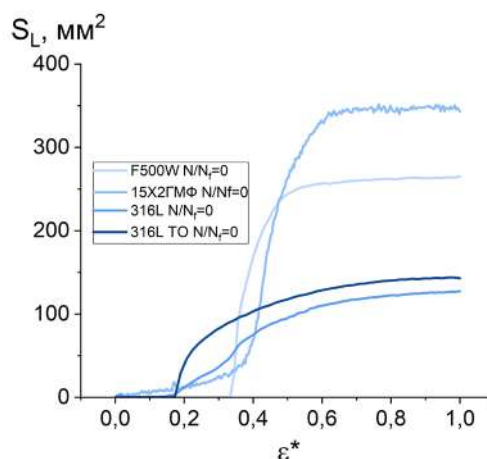


Рисунок 38. Деформационные зависимости площади слабодеформированной зоны S_L сталей 15X2ГМФ, F500W и изготовленной аддитивным методом стали 316L в исходном состоянии и после ТО

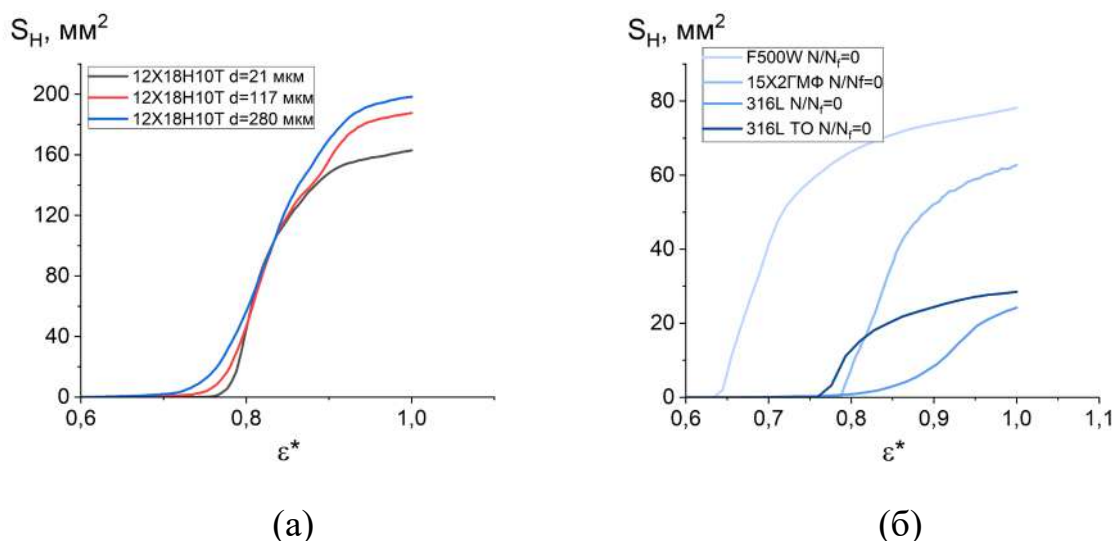


Рисунок 39. Деформационные зависимости максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ сталей 12X18H10T (партия I) с разным размером зерен (а), 15X2ГМФ, F500W и изготовленной аддитивным методом стали 316L в исходном состоянии и после ТО (б)

Таким образом, метод КЦИ позволяет количественно оценить влияние структурного состояния и технологии изготовления на параметры пластических зон и кинетику локализации деформации.

Выводы по главе 3.

1. Проведены испытания на растяжение корсетных образцов бейнитных (F500W, 15X2ГМФ) и аустенитных (12X18H10T, 316L) сталей с одновременной регистрацией информативных параметров акустической эмиссии (АЭ) и оценкой методом корреляции цифровых изображений (КЦИ) характеристик пластических зон.

2. Методом КЦИ определены площади слабо- (S_L) и сильнодеформированной (S_H) пластических зон, кинетика которых характеризует стадийность развития разрушения.

3. Для всех исследованных материалов построены деформационные зависимости прочностных характеристик (в условных и истинных координатах), параметров АЭ (суммарного числа событий $\Sigma N_{АЭ}$, активности $\dot{N}_{АЭ}$, $b_{АЭ}$ -параметра, частотного центроида FC, пиковой частоты PF) и характеристик, оцененных методом КЦИ (значений главной деформации и

площади выделенных зон пластической деформации S_L и S_H), образующихся в процессе нагружения.

4. На основе анализа производных напряжения по деформации установлена стадийность развития процесса разрушения для исследованных сталей и впервые определена характерная точка σ_{D2} на диаграмме деформации, соответствующая началу формирования сильнодеформированной пластической зоны; физическая обоснованность выделенных стадий подтверждена наблюдениями иерархии накопления микротрещин и изменениями АЭ и КЦИ-параметров.

5. Показано, что начало периода акустического затишья, наблюдаемого при испытании бейнитных сталей, отвечает началу образования слабодеформированной пластической зоны, что подтверждает предположение о его взаимосвязи с локализацией пластической деформации.

6. Фазовое превращение в стали 12X18H10T, инициируемое деформацией, приводит к изменению вида деформационной зависимости параметров АЭ, связанному со скачкообразным увеличением числа высокоамплитудных АЭ сигналов.

7. Получены количественные зависимости параметров АЭ и КЦИ от структурно-технологических факторов – режимов термической обработки стали 12X18H10T на разный размер зерна и технологии печати и термообработки аддитивной стали 316L, снижающей число технологических дефектов.

8. Установлены параметры АЭ и КЦИ, наиболее чувствительные к смене стадий процесса деформации, включающие суммарное число АЭ сигналов, активность, угол нарастания RA , площади пластических зон S_L и S_H , а также $b_{АЭ}$ -параметр, снижение которого на финальной стадии деформации является надежным предвестником макроразрушения исследуемых сталей.

Глава 4. Влияние циклической деградации на изменения механических и физических характеристик исследуемых материалов

Циклическая деградация является ключевым фактором, определяющим остаточный ресурс и надежность конструктивных элементов, работающих в условиях переменных нагрузок. Для понимания этого процесса необходимо не только регистрировать макроскопические изменения, но и анализировать процессы, протекающие на различных масштабных уровнях. В данной главе представлено детальное исследование изменений механических свойств, параметров акустической эмиссии, кинетики пластических зон и рельефа изломов, а также проведен комплексный анализ и установлена взаимосвязь между этими параметрами, которая позволила сформировать целостную картину деградации материала под действием циклической нагрузки. Полученные результаты важны для прогнозирования долговечности конструктивных материалов и проведения неразрушающего контроля в процессе эксплуатации конструкций.

4.1. Режимы предварительного циклического нагружения

Для оценки влияния циклической деградации на механические и физические свойства исследуемых материалов образцы каждой стали подвергали предварительному усталостному нагружению. Испытания на циклическую долговечность проводили на сервогидравлической установке Instron 8801 (максимальная нагрузка 100 кН) при частоте 20 Гц и коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,1$. По результатам испытаний были построены кривые усталости (Рисунок 40 - 43), на основании которых выбраны режимы для введения механической деградации.

Сталь F500W. Кривая усталости представлена на рисунке 40. Предел выносливости составляет 610 МПа. Корсетные образцы подвергали предварительному циклическому нагружению при максимальном напряжении $\sigma_{\max} = 630 \text{ МПа}$ ($\sim 1,05 \cdot \sigma_{0,2}$) до относительной долговечности $N/N_f = 0,4; 0,6; 0,8$ (отмечены ромбами на рисунке).

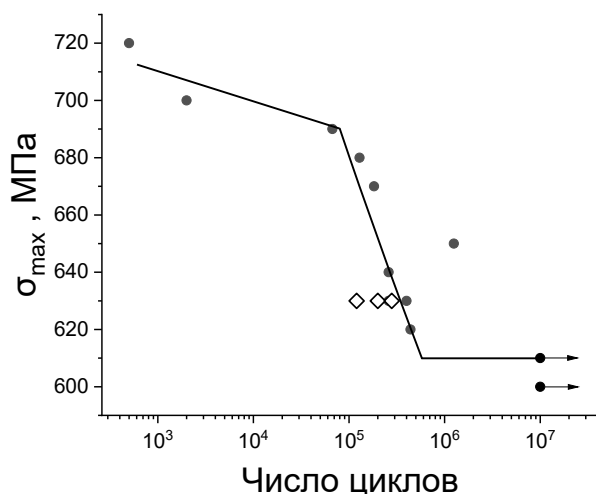


Рисунок 40. Кривая усталости стали F500W. Знаком $\diamond$ отмечены амплитуда и число циклов до разрушения образцов, испытанных для исследования циклической деградации

Сталь 15X2ГМФ. Кривая усталости (Рисунок 41) построена при $R = 0,1$. Корсетные образцы подвергали предварительному циклическому нагружению при $\sigma_{\max} = 800$ МПа ($\sim 0,9 \cdot \sigma_{0,2}$) до $N/N_f = 0,3; 0,5; 0,7$.

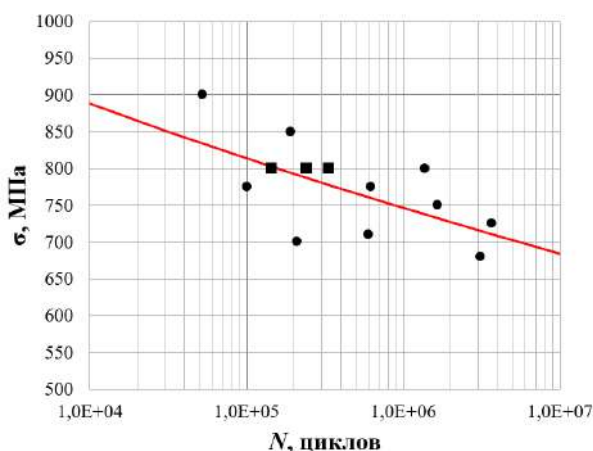


Рисунок 41. Кривая усталости стали 15X2ГМФ. Квадратами отмечены амплитуда и число циклов образцов, испытанных для исследования механической деградации

Сталь 12X18Н10Т (партия «II»). На рисунке 42 приведены кривые усталости для образцов с разной температурой закалки. Деградацию проводили до относительной долговечности $N/N_f = 0,5$ при $R = 0,1$ и следующих максимальных напряжениях цикла: 355 МПа ($T_3 = 950^\circ\text{C}$, $d=41$ мкм), 345 МПа ($T_3 = 1100^\circ\text{C}$, $d=48$ мкм), 330 МПа ($T_3 = 1200^\circ\text{C}$, $d=81$ мкм).

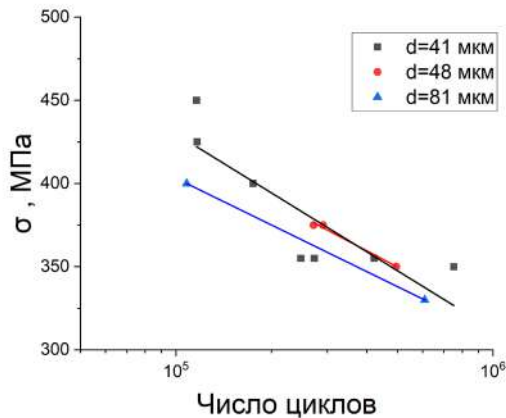


Рисунок 42. Кривая усталости стали 12X18H10T из партии «II» после отжига при различных температурах

Аддитивная сталь 316L. Кривая усталости (Рисунок 43) построена для корсетных образцов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления. Дegradацию в исходном состоянии после печати осуществляли при $\sigma_{\max} = 210$ МПа до $N/N_f = 0,3; 0,7$. Дegradацию после модификации структуры осуществляли при $\sigma_{\max} = 230$ МПа до $N/N_f = 0,3$. Из графика видно, что модификация структуры привела к улучшению усталостных свойств.

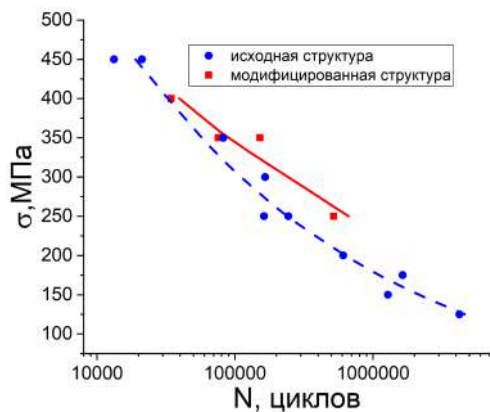


Рисунок 43. Кривые усталости корсетных образцов из исследуемой стали 316L, изготовленной методом СЛС в состоянии после печати и после модификации структуры

После предварительного циклирования образцы исследованных сталей испытывали на статическое растяжение с одновременной регистрацией

параметров акустической эмиссии и полей деформации методом корреляции цифровых изображений. Результаты изменения механических свойств приведены в следующем разделе.

4.2. Изменения механических свойств

Сталь F500W. В таблице 6 и на рисунках 44, 45 представлены результаты исследования влияния предварительного циклирования образцов из стали F500W на ее механические свойства.

Таблица 6. Механические свойства стали F500W в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения.

N/N_f	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_B / \sigma_{0,2}$	A, Дж
0	613	681	1,11	184
0,4	610	682	1,12	181
0,6	621	684	1,10	185
0,8	621	679	1,09	175

Как видно, циклирование вызывает чередование процессов разупрочнения и упрочнения стали на разных стадиях нагружения: снижение предела текучести и работы разрушения после испытания до $N/N_f=0,4$ и повышение отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ при постоянном пределе прочности; повышение после циклирования до $N/N_f=0,6$ всех перечисленных параметров, кроме отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$, которое снижается; резкое снижение характеристик после предварительного испытания до $N/N_f=0,8$ при сохранении постоянства предела текучести. Наиболее чувствительным к деградации материала оказалось отношение $\sigma_B/\sigma_{0,2}$, которое начало снижаться после $N/N_f=0,4$.

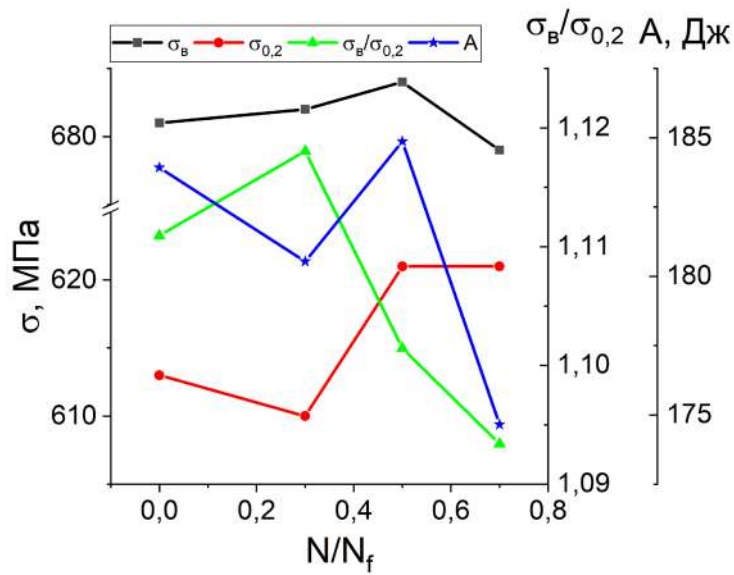
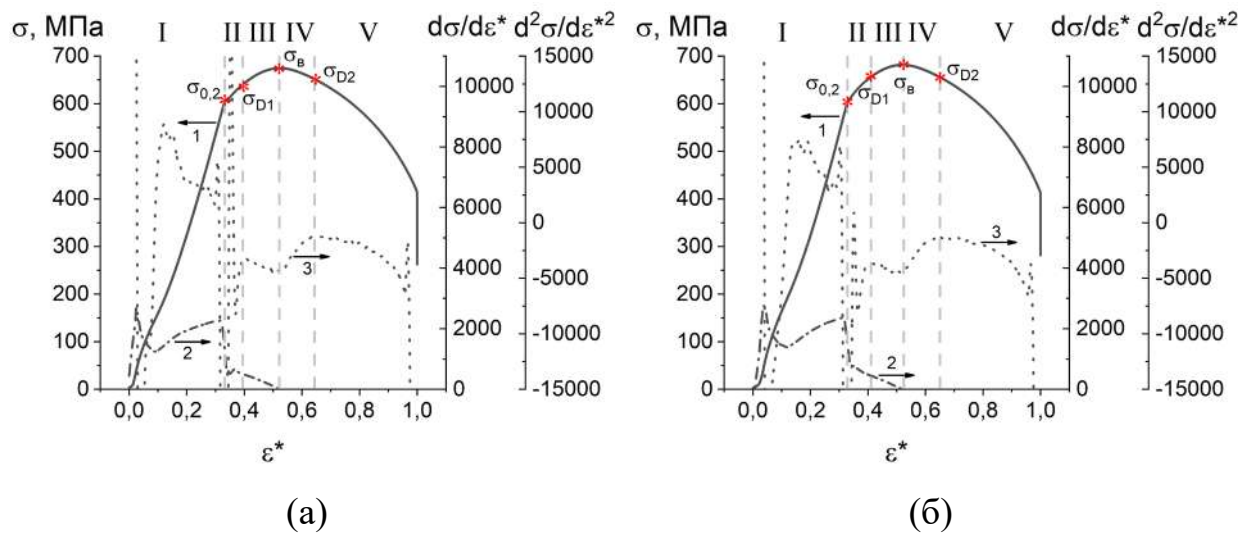


Рисунок 44. Зависимости предела прочности σ_B , предела текучести $\sigma_{0,2}$, их отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ и работы разрушения A от относительного числа циклов предварительного нагружения N/N_f образцов из стали F500W



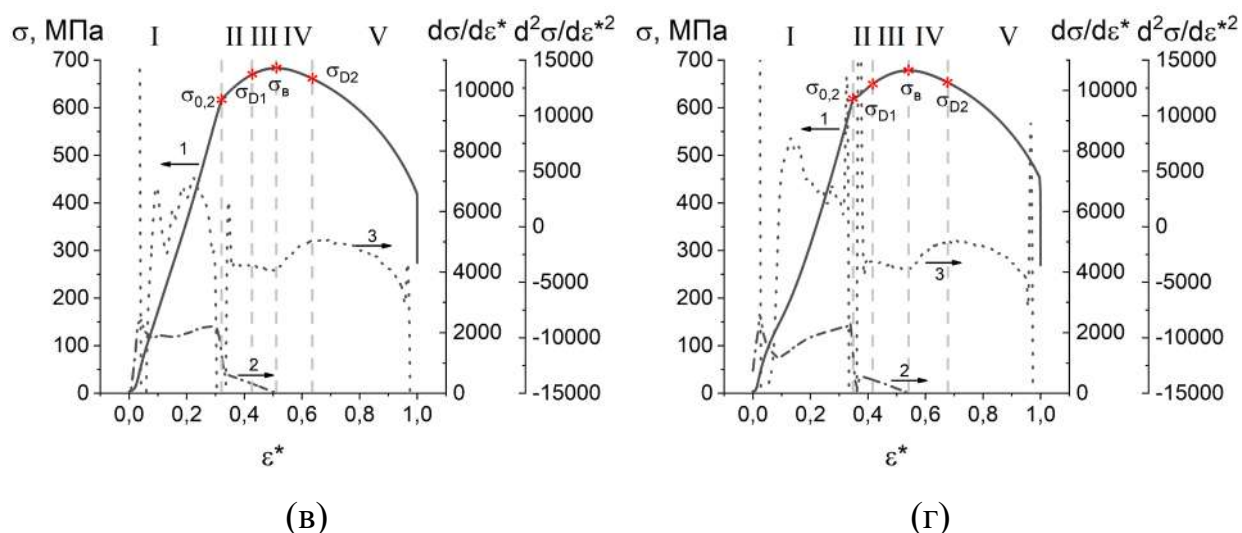


Рисунок 45. Деформационные зависимости напряжения (1), первой (2) и второй (3) производных напряжения от относительной деформации для исходных (а) и предварительно циклированных до $N/N_f=0,3$ (б); $0,5$ (б); $0,7$ корсетных образцов стали F500W

Сталь 15X2ГМФ. Предварительное циклирование образцов из стали 15X2ГМФ проводили до значений N/N_f , равных $0,3$; $0,5$ и $0,7$. Результаты последующих испытаний на растяжение (Таблица 7, Рисунок 46) продемонстрировали несколько иную смену процессов циклического упрочнения и разупрочнения по сравнению со сталью **F500W**: повышение предела текучести и соответствующее снижение остальных механических свойств после циклирования до $N/N_f=0,3$; снижение предела текучести и повышение всех других свойств после циклирования до $N/N_f=0,5$ и снижение всех параметров, кроме предела текучести после $N/N_f=0,7$.

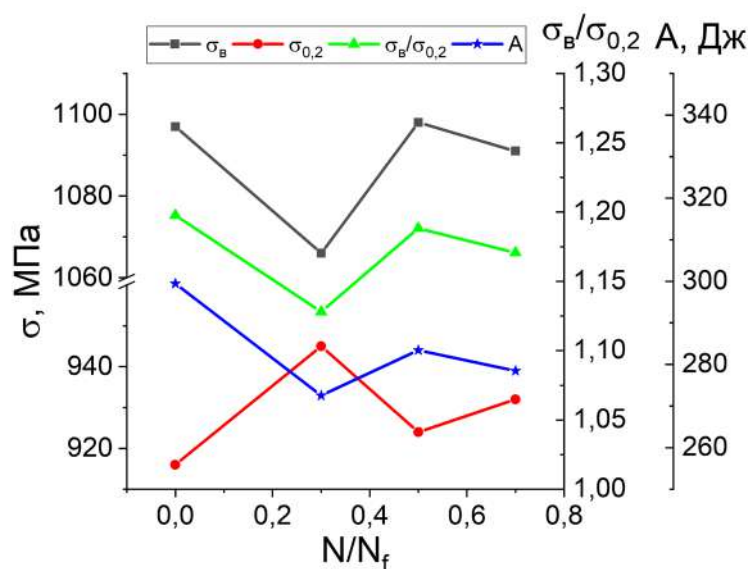


Рисунок 46. Зависимости предела прочности σ_B , предела текучести $\sigma_{0,2}$, их отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ и работы разрушения A от относительного числа циклов предварительного нагружения N/N_f образцов из стали 15Х2ГМФ

Таблица 7. Механические свойства стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения.

N/N_f	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$	A , Дж
0	916	1097	1,20	299
0,3	945	1066	1,13	273
0,5	924	1098	1,19	283
0,7	932	1091	1,17	278

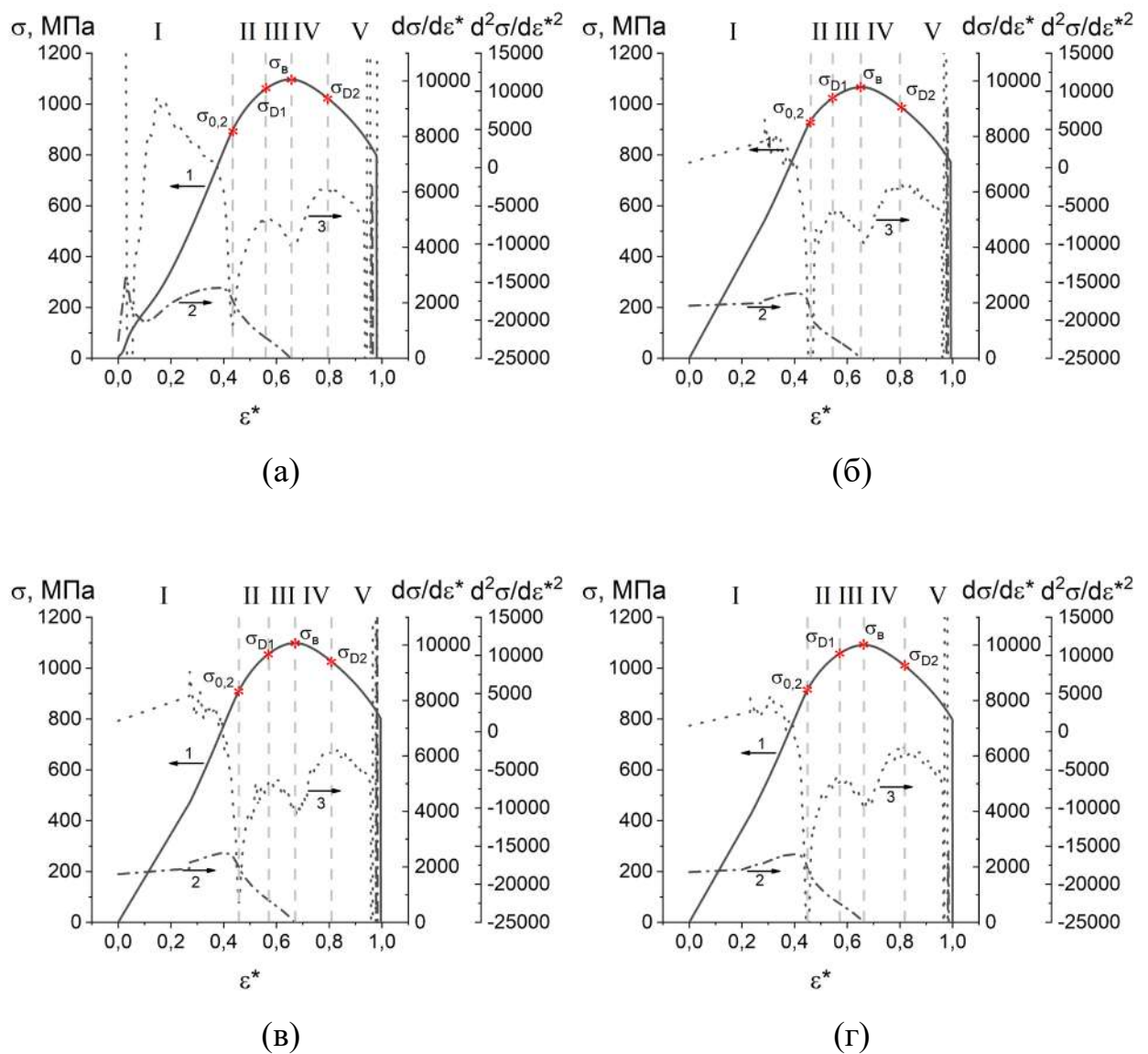


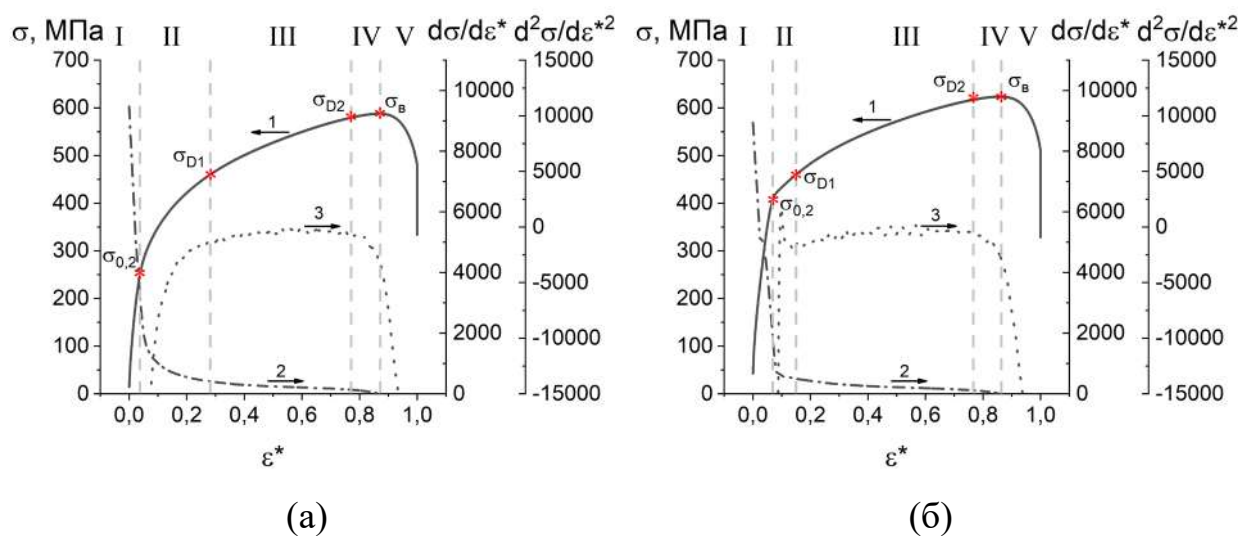
Рисунок 47. Деформационные зависимости напряжения (1), первой (2) и второй (3) производных напряжения от относительной деформации для исходных (а) и предварительно циклированных до $N/N_f=0,3$ (б); $0,5$ (в); $0,7$ корсетных образцов стали 15X2ГМФ

Сталь 12X18Н10Т (партия II). Предварительное циклическое нагружение этой стали в двух состояниях (до и после термической обработки на разный размер зерна) было проведено на ограниченной базе испытания - до $N/N_f = 0,5$. Результаты оценки механических свойств, приведенные в таблице 8 и на рисунке 48, показали, что предварительное циклическое нагружение привело к увеличению предела прочности и предела текучести, и соответствующему уменьшению работы разрушения и отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$, свидетельствующему о снижении уровня пластичности материала.

Таблица 8. Механические свойства стали 12Х18Н10Т (партия II) с различной температурой заковки в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения.

$T_z, ^\circ\text{C}$	N/N_f	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\sigma_B / \sigma_{0,2}$	$A, \text{Дж}$
950	0	237,1	587,7	2,48	256,3
	0,5	406,5	623,7	1,53	217,2
1200	0	207,2	589,9	2,85	292,7
	0,5	381,7	621,8	1,63	275,4

Увеличение размера зерна после заковки до 1200 градусов вызвало снижение предела текучести и повышение работы разрушения, значение предела прочности изменилось незначительно. Обращает на себя внимание изменение формы диаграммы растяжения, а именно, появление выраженного перелома кривой на пределе текучести при испытании образцов после предварительного циклирования (Рисунок 48 б, г), который отсутствовал на диаграммах исходных образцов (Рисунок 48 а, в), и, вероятно, связан с появлением мартенситной фазы в результате фазового превращения в процессе нагружения.



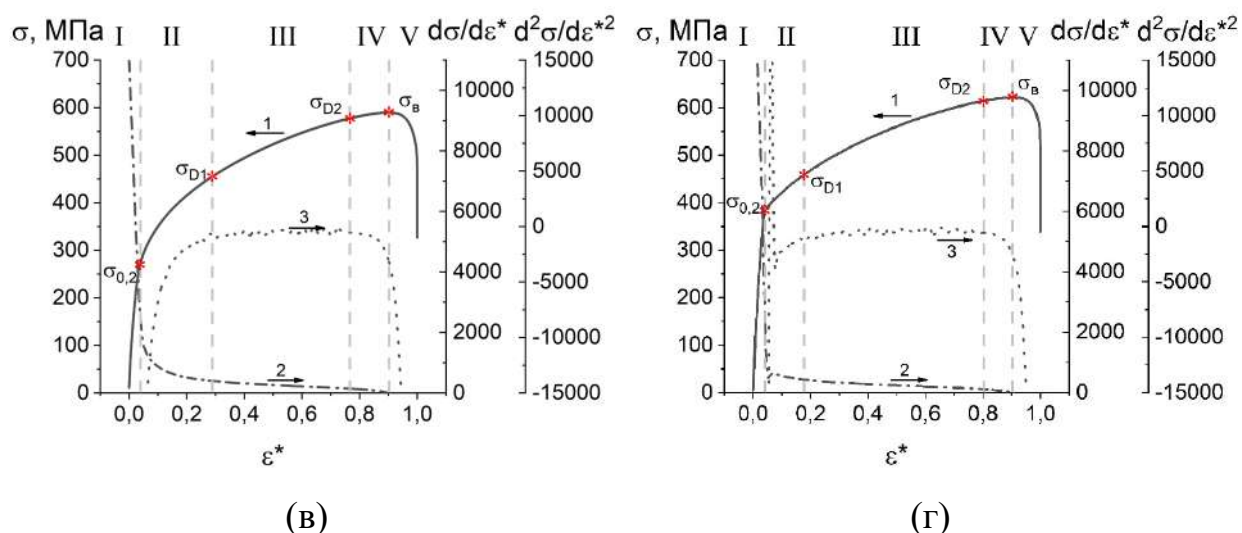


Рисунок 48. Деформационные зависимости напряжения (1), первой (2) и второй (3) производных напряжения от относительной деформации для исходных (а, в) и предварительно циклированных до $N/N_f=0,5$ (б, г) корсетных образцов стали 12X18H10T (партия II). Закалка при $T_z = 950$ °C (а, б) и $T_z = 1200$ °C (в, г).

Сталь 316L. Предварительное циклическое нагружение этой стали аддитивного производства выполнялось до относительных долговечностей $N/N_f = 0, 0,3$ и $0,7$. Результаты показали, что после циклирования до $N/N_f=0,3$ сталь упрочнилась, повысились все характеристики, кроме отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$. Увеличение работы разрушения при растяжении после циклирования до $N/N_f=0,3$, которое следует и из диаграмм деформации (Рис. 49, 50), могло быть связано с раскрытием малых усталостных трещин, сформировавшихся на структурных дефектах. Циклирование до $N/N_f=0,7$ привело к значительному понижению оцененных свойств, вызванному раскрытием образовавшейся в процессе предварительного циклического нагружения усталостной макротрещины. Циклирование стали 316L с модифицированной структурой до $N/N_f=0,3$ привело к изменению механических свойств: увеличились предел текучести и предел прочности, а работа разрушения незначительно уменьшилась (Таблица 9). Для обоих типов структуры после предварительного циклического нагружения характерно смещение предела текучести в область меньших значений относительной деформации.

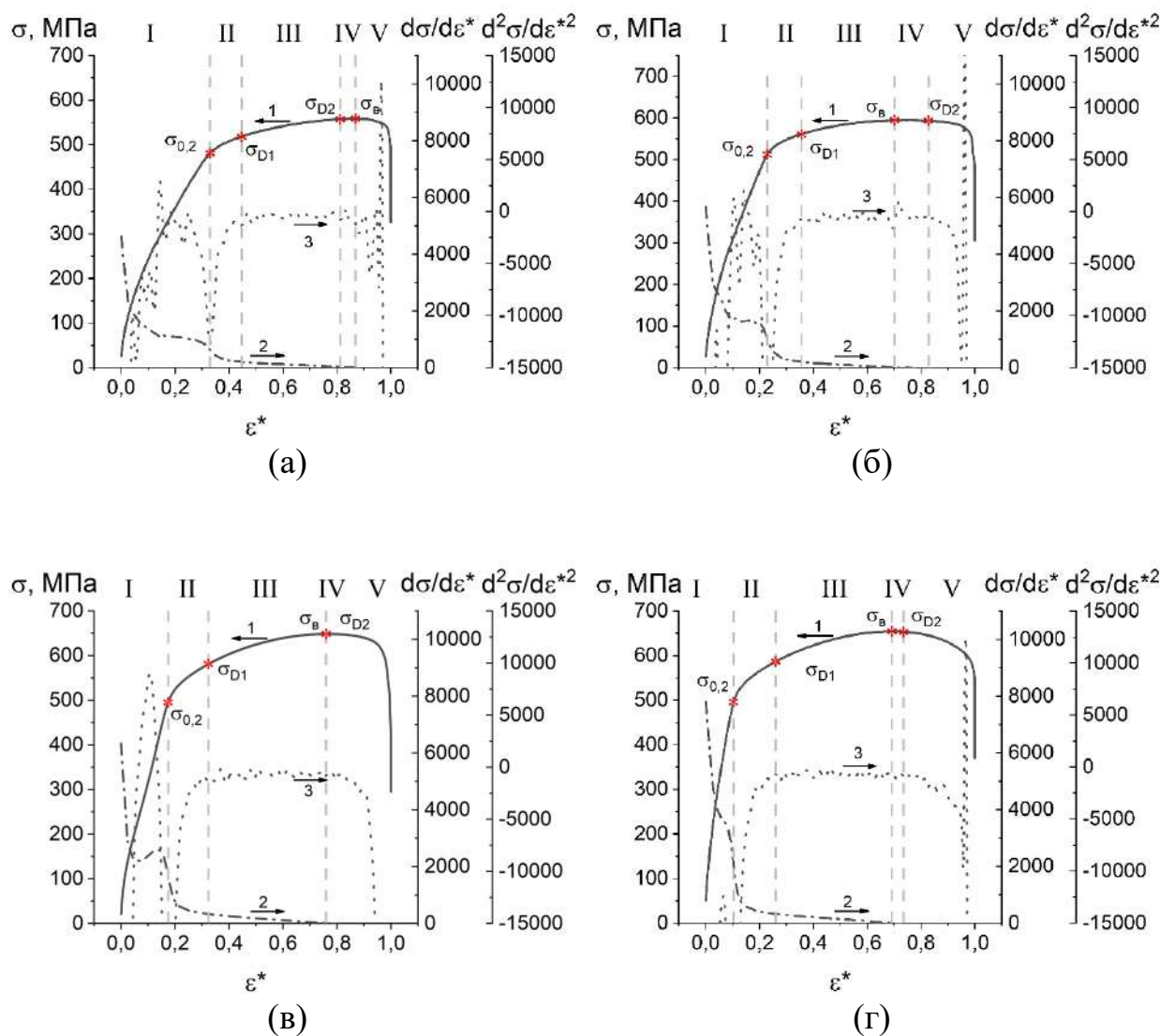


Рисунок 49. Деформационные зависимости напряжения (1), первой (2) и второй (3) производных от относительной деформации при растяжении корсетных образцов из аддитивной стали 316L: (а, б) - до модификации структуры; (в, г) - после модификации. На (б) и (г) приведены данные для образцов, подвергнутых предварительному циклическому нагружению до $N/N_f=0,3$.

Таблица 9. Механические свойства полученной аддитивным методом стали 316L в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения

N/N_f	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_B / \sigma_{0,2}$	A, Дж
Исходная структура				
0	478	559	1,17	34,8
0,3	509	595	1,17	54,1
0,7	-	427	-	10,9
Модифицированная структура				
0	496	648	1,30	44,8
0,3	492	654	1,33	42,2

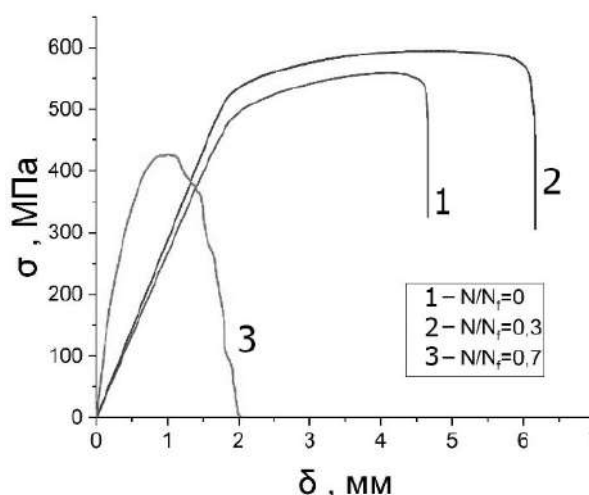


Рисунок 50. Диаграммы растяжения корсетных образцов стали 316L в исходном состоянии до ($N/N_f=0$) и после предварительного циклирования ($N/N_f=0,3$ и $N/N_f=0,7$). Кривая 3 соответствует образцу с трещиной, которая и вызвала уменьшение площади под кривой

Анализ изменения предела прочности σ_B как характеристики остаточной прочности выявляет существенные различия в отклике исследуемых сталей на предварительное циклическое нагружение. Для бейнитных сталей F500W и 15X2ГМФ с ростом N/N_f чередуются стадии упрочнения и разупрочнения; в целом, σ_B у этих сталей остается относительно стабильным, тогда как более чувствительными индикаторами деградации служат предел текучести и работа

разрушения. Иную картину демонстрирует аустенитная сталь 12X18H10T: предварительное циклирование вызывает выраженное упрочнение по σ_B . Наиболее выраженную немонотонность показывает аддитивная сталь 316L: умеренное упрочнение на ранних стадиях циклирования сменяется резким разупрочнением вследствие раскрытия зародившейся в процессе предварительного циклического нагружения усталостной макротрещины (кривая 3 на рисунке 50).

Наблюдаемые различия определяются механизмами циклического деформирования, специфичными для каждого класса сталей. В бейнитных сталях конкурирующие процессы упрочнения и разупрочнения обеспечивают относительную стабильность σ_B при одновременном изменении предела текучести и работы разрушения. В аустенитной стали 12X18H10T определяющую роль играет образование мартенсита деформации, которое обуславливает рост σ_B ; косвенным свидетельством этого служит характерный перелом диаграммы растяжения на пределе текучести, появляющийся после предварительного циклирования (Рисунок 48). При испытании аддитивной стали 316L, немонотонный характер изменения σ_B определяется особенностями структуры, формирующейся при послойном синтезе: высокий уровень остаточных напряжений и анизотропия обуславливают начальное упрочнение при малых N/N_f , тогда как при высоких N/N_f доминирует разупрочнение, вызванное раскрытием усталостной макротрещины, зародившейся на структурных дефектах аддитивного производства. Таким образом, остаточная прочность исследуемых сталей не является универсальной функцией N/N_f и существенно зависит от типа микроструктуры и стадии циклической деградации.

Измерение механических свойств дает интегральную оценку деградации материала, однако не позволяет проследить кинетику накопления повреждений в процессе нагружения. Для решения этой задачи применялся метод акустической эмиссии, обеспечивающий непрерывную регистрацию

сигналов, сопровождающих развитие микрповреждений, анализ которых представлен в следующем разделе.

4.3. Изменения параметров акустической эмиссии

Как было отмечено выше, метод акустической эмиссии (АЭ) является чувствительным к процессам аккумуляции дефектов на микроуровне (образование и рост микротрещин, движение дислокаций). Анализ таких параметров, как суммарное число сигналов, их активность, амплитудное распределение импульсов АЭ и частотные характеристики сигналов, зарегистрированных в процессе статического нагружения образцов, подвергшихся циклическому нагружению, позволяет идентифицировать стадии деградации и оценить степень активности внутренних источников сигналов АЭ. Эти данные предоставляют информацию о кинетике разрушения, дополняющую макроскопическую картину, полученную из данных механических испытаний.

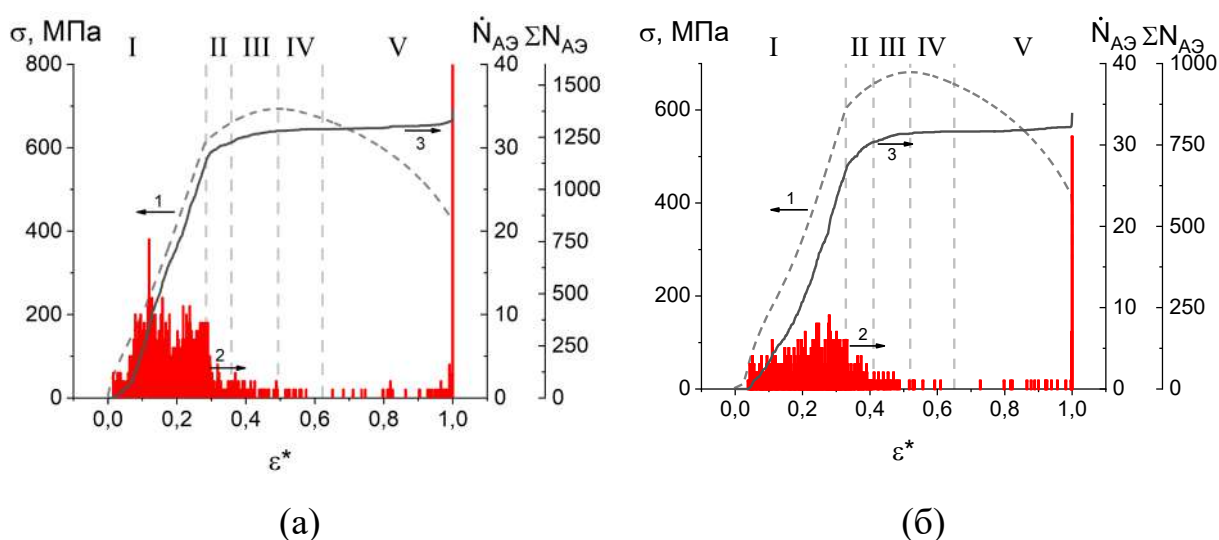
Сталь F500W. Деформационные зависимости ряда параметров акустической эмиссии для этой стали в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения приведены на рисунках 51 и 52. Из представленных данных видно, что предварительное циклическое нагружение не оказывает существенного влияния на выделенную в предыдущих главах стадийность изменения параметров акустической эмиссии, но значения самих параметров меняются, в зависимости от степени деградации. Так, при увеличении относительного числа циклов предварительного нагружения до $N/N_f = 0,3$ суммарное число сигналов акустической эмиссии $\Sigma N_{АЭ}$ и их активность $\dot{N}_{АЭ}$ снижаются в 1,5 раза, а также смещается максимум $b_{АЭ}$ -параметра. Такая же тенденция наблюдается и при дальнейшей деградации до $N/N_f = 0,7$. D-параметр ведет себя противоположно $b_{АЭ}$ и достигает максимального значения перед разрушением на стадии V для всех значений относительной долговечности N/N_f . Обращает на себя внимание изменение формы зависимости $\Sigma N_{АЭ}-N/N_f$, которое сопровождается изменением углового коэффициента кривой и акустическим затишьем (см.

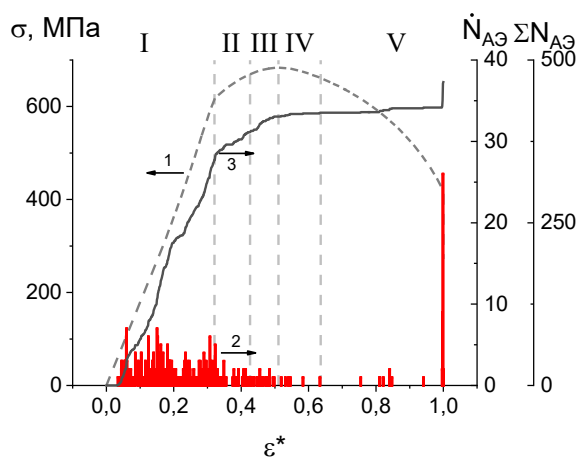
Рисунок 51), появляющимся при выходе на плато суммарного числа событий и свидетельствующим о локализации процесса разрушения. С увеличением N/N_f протяженность области затишья и плато на кривых снижаются.

Зависимости параметров акустической эмиссии от относительного числа циклов предварительного нагружения N/N_f , полученные по результатам растяжения образцов из стали F500W, приведены в таблице 10 и на рисунках 53, 54. Как видно из графиков и таблицы, наиболее информативными и отражающими влияние циклической деградации стали являются такие параметры как суммарное число событий $\sum N_{AЭ}$, средняя активность сигналов акустической эмиссии $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, амплитудный $b_{AЭ}$ -параметр и среднее значение угла нарастания $\langle RA \rangle$. Показано, что зависимости суммарного числа событий $\sum N_{AЭ}$, активности $\dot{N}_{AЭ}$, $b_{AЭ}$ -параметра и угла нарастания RA от относительного числа циклов предварительного нагружения (Рисунок 53) могут быть описаны экспоненциальными и линейными зависимостями вида:

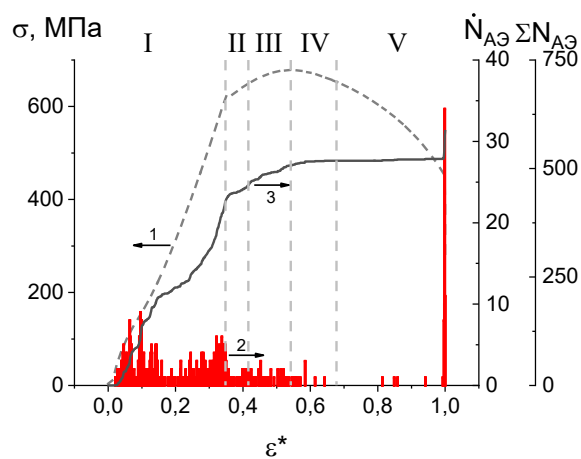
$$\begin{aligned} \sum N_{AЭ} &\sim 424 \cdot \exp(-3,37 \cdot N/N_f), & \langle \dot{N}_{AЭ} \rangle &\sim 1,04 \cdot \exp(-3,58 \cdot N/N_f), \\ b_{AЭ} &\sim 0,86 - 0,51 \cdot N/N_f, & \langle RA \rangle &\sim 0,5 + 0,93 \cdot N/N_f, \end{aligned}$$

требуемыми, однако, статистического подтверждения путем испытания большего числа образцов.



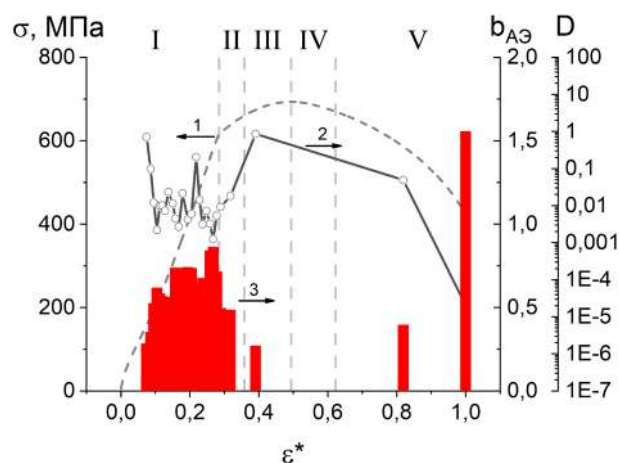


(б)

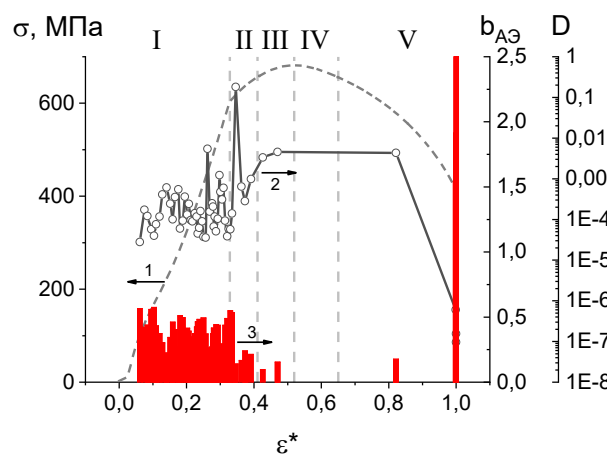


(г)

Рисунок 51. Зависимости напряжения (1) активности сигналов АЭ $\dot{N}_{AE}$ (2) и суммарного числа событий АЭ ΣN_{AE} (3) от относительной деформации ε^* для образца из стали F500W в исходном состоянии (а) и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,3$ (б); 0,5 (в); 0,7 (г)



(а)



(б)

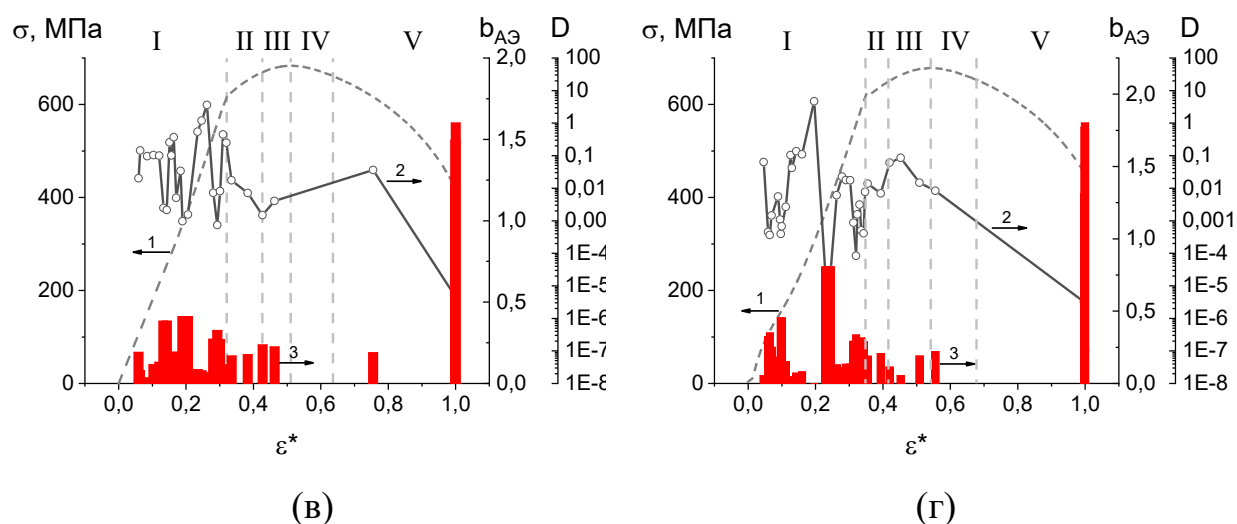


Рисунок 52. Зависимости напряжения (1) $b_{AЭ}$ - параметра (2) и D – параметра поврежденности (3) от относительной деформации ε^* для образца из стали F500W в исходном состоянии (а) и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,3$ (б); 0,5 (в); 0,7 (г)

Таблица 10. Параметры АЭ, полученные в процессе растяжения образцов из стали F500W в исходном состоянии и после циклической деградации

N/N_f	$\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle, c^{-1}$	$\sum N_{AЭ}$	$PF_{med},$ КГц	$FC_{med},$ КГц	$AF_{med},$ КГц	$\langle RA \rangle,$ мкс/Дб	$b_{AЭ}$
0	1,53	1377	345	397	162	0,44	0,84
0,3	0,93	845	335	384	129	0,63	0,75
0,5	0,52	466	242	382	121	1,50	0,59
0,7	0,66	586	250	392	151	0,85	0,49

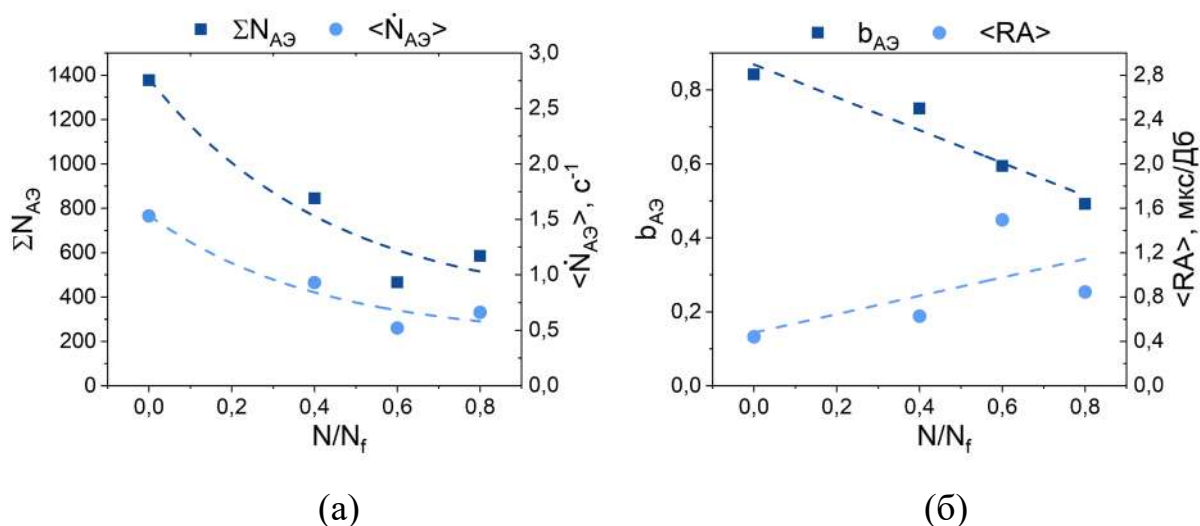


Рисунок 53. Зависимости суммарного числа событий $\Sigma N_{AЭ}$, средней активности сигналов акустической эмиссии $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$ (а), $b_{AЭ}$ - параметра и среднего значения угла нарастания $\langle RA \rangle$ (б) от N/N_f предварительного циклического нагружения образцов из стали F500W

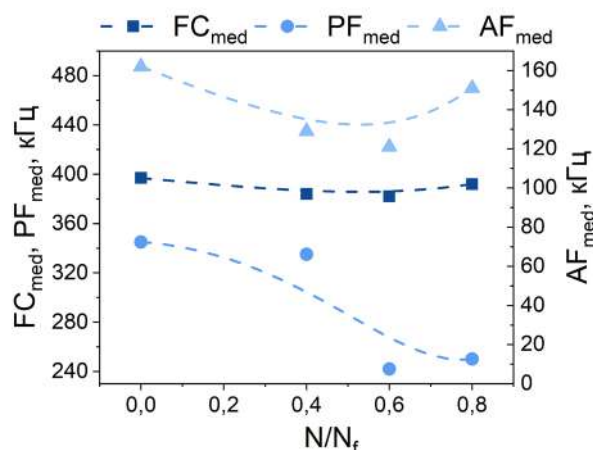


Рисунок 54. Зависимость медианных значений пиковой частоты PF_{med} , частотного центроида FC_{med} и средней частоты AF_{med} сигнала акустической эмиссии от N/N_f предварительного циклического нагружения образцов из стали F500W

Сталь 15X2ГМФ. На рисунках 55, 56 представлены данные оценки акустической эмиссии в процессе растяжения корсетных образцов из этой стали до и после предварительного циклирования до значений относительной долговечности N/N_f , равных 0,3, 0,5 и 0,7 [225]. Из графиков видно, что выделенная в предыдущих главах стадийность изменения параметров

акустической эмиссии сохраняется и после предварительного циклического нагружения, а сами границы выделенных стадий меняются незначительно.

Как видно из рисунков, и таблицы 11, наибольшую чувствительность к предварительному циклическому нагружению, как при испытании рассмотренной ранее стали F500W, проявляют такие параметры акустической эмиссии как суммарное число событий $\sum N_{AЭ}$, средние значения активности $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, угла нарастания $\langle RA \rangle$ и $b_{AЭ}$ -параметр. Зависимости суммарного числа событий $\sum N_{AЭ}$, активности $\dot{N}_{AЭ}$, $b_{AЭ}$ -параметра и угла нарастания RA от относительного числа циклов предварительного нагружения могут быть описаны экспоненциальными и линейными соотношениями вида:

$$\begin{aligned} \sum N_{AЭ} &= 661 \cdot \exp(-2,29 \cdot N/N_f), & \langle \dot{N}_{AЭ} \rangle &= 5,52 \cdot \exp(-1,95 \cdot N/N_f), \\ b_{AЭ} &= 1,14 - 0,2 \cdot N/N_f, & \langle RA \rangle &= 0,276 + 2,12 \cdot N/N_f, \end{aligned}$$

но, как и соотношения, полученные при испытании стали F500W, требуют статистического подтверждения путем испытания большего числа образцов.

Следует, однако, отметить, что показатель экспоненциальных соотношений $\sum N_{AЭ} - N/N_f$ и $\dot{N}_{AЭ} - N/N_f$ снижается при испытании стали 15Х2ГМФ по сравнению со сталью F500W. Обнаруженного ранее в стали F500W смещения максимума $b_{AЭ}$ - параметра с ростом относительного числа циклов предварительного нагружения при испытании стали 15Х2ГМФ не наблюдается.

С увеличением N/N_f уменьшается угловой коэффициент зависимости суммарного числа циклов, причем, как и при испытании стали F500W, начало плато на этих зависимостях коррелирует с появлением акустического затишья.

Медианные значения частотных параметров, таких как FC_{med} , PF_{med} и AF_{med} , меняются с N/N_f незначительно.

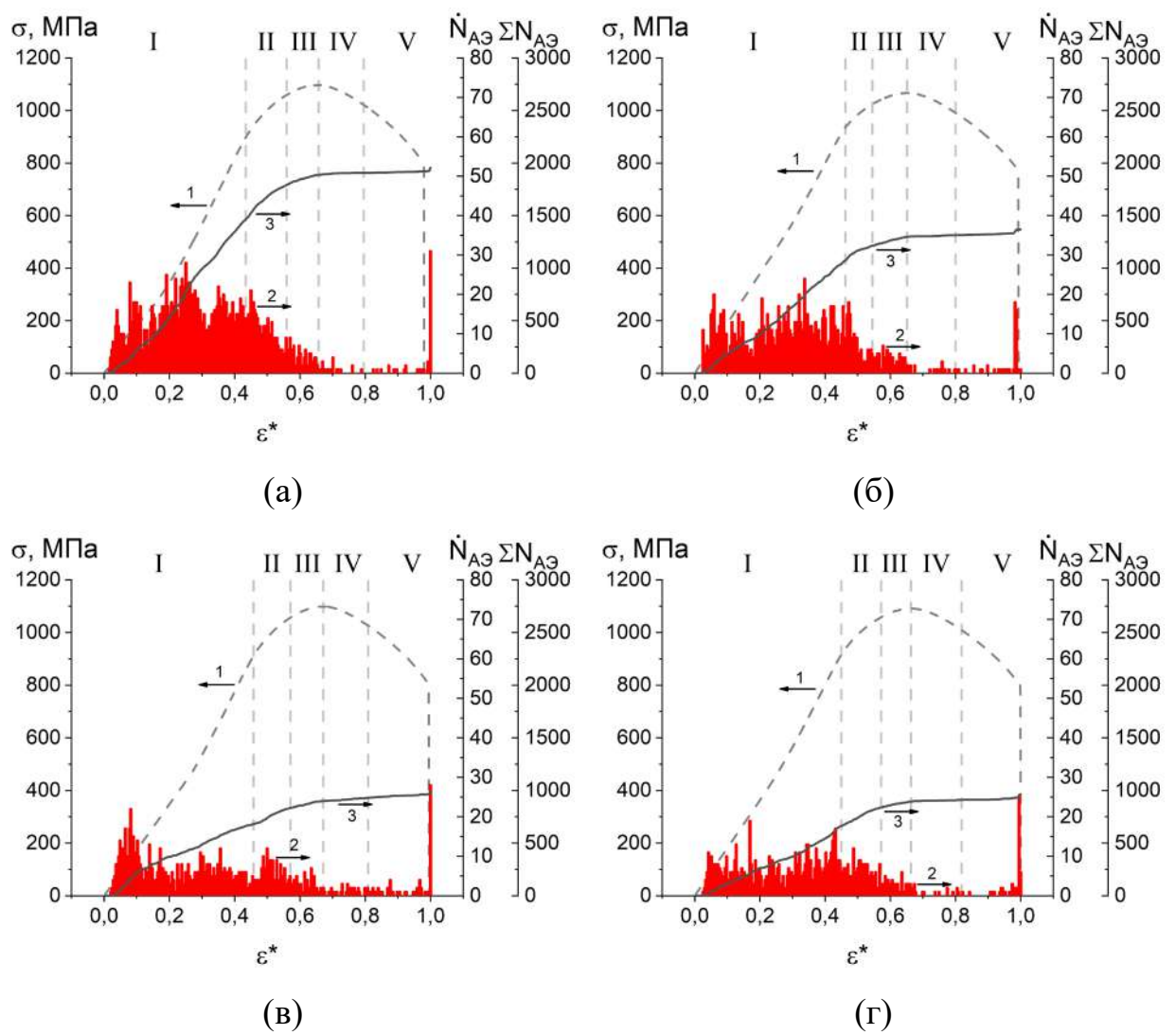


Рисунок 55. Зависимости напряжения σ (1), накопленного числа $\Sigma N_{AЭ}$ (2) и активности $\dot{N}_{AЭ}$ (3) акустической эмиссии от относительной деформации ε^* корсетных образцов из стали 15X2ГМФ после различного числа циклов предварительного нагружения: (а) $N/N_f=0$, (б) $N/N_f=0,3$, (в) $N/N_f=0,5$, (г) $N/N_f=0,7$

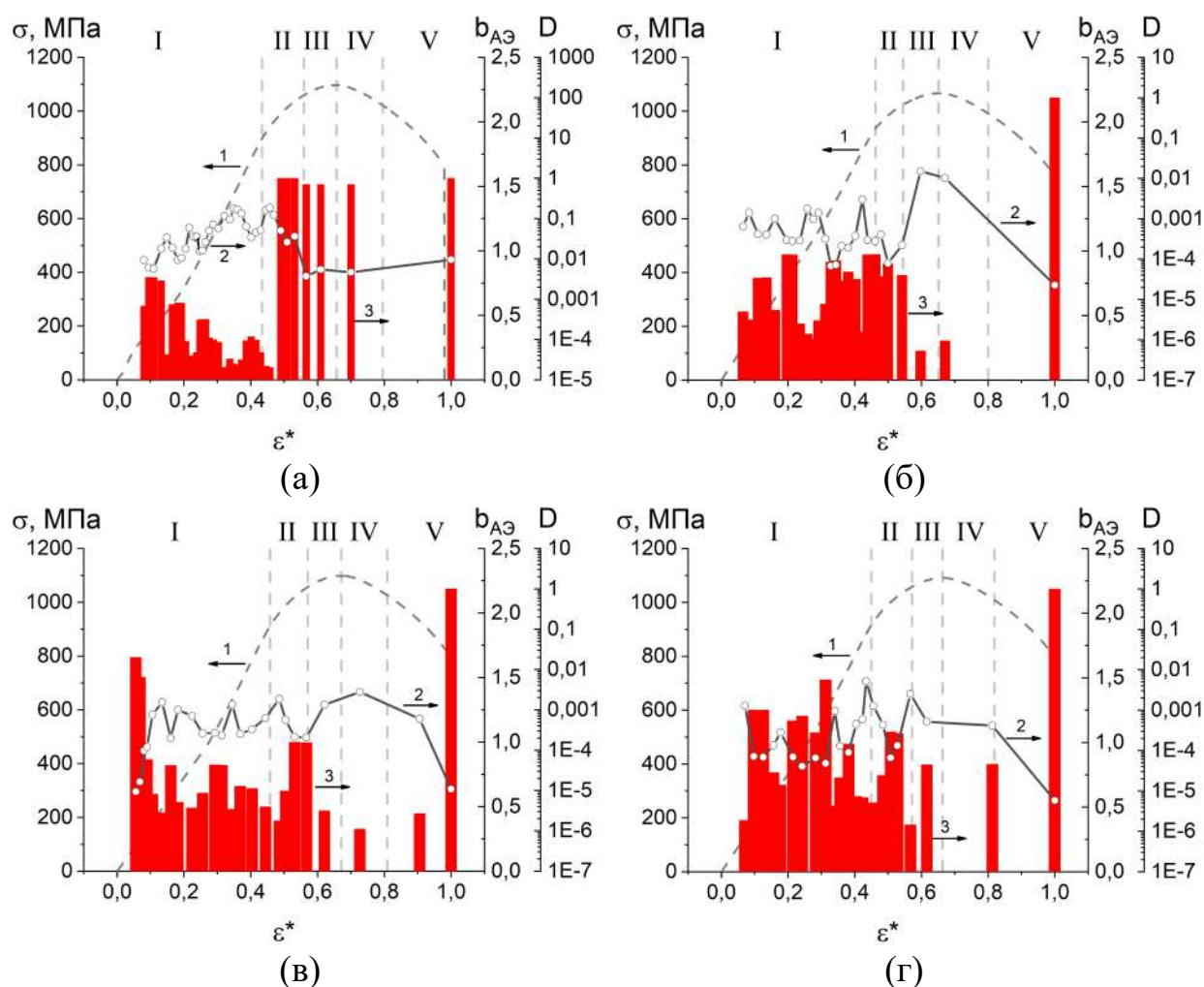


Рисунок 56. Зависимости напряжения σ (1), $b_{AЭ}$ - параметра (2) и D – параметра поврежденности (3) акустической эмиссии от относительной деформации ε^* корсетных образцов из стали 15X2ГМФ после различного числа циклов предварительного нагружения: (а) $N/N_f=0$, (б) $N/N_f=0,3$, (в) $N/N_f=0,5$, (г) $N/N_f=0,7$

Таблица 11. Параметры АЭ, полученные во время растяжения образцов из стали 15X2ГМФ в исходном состоянии и после циклической деградации

N/N_f	$\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle, \text{с}^{-1}$	$\sum N_{AЭ}$	$PF_{med}, \text{КГц}$	$FC_{med}, \text{КГц}$	$AF_{med}, \text{КГц}$	$\langle RA \rangle, \text{мкс/Дб}$	$b_{AЭ}$
0	7,79	1956	232	430	133	0,832	1,11
0,3	5,77	1368	201	417	117	1,136	1,16
0,5	4,07	992	240	427	130	1,442	1,01
0,7	4,08	963	240	430	140	0,716	0,998

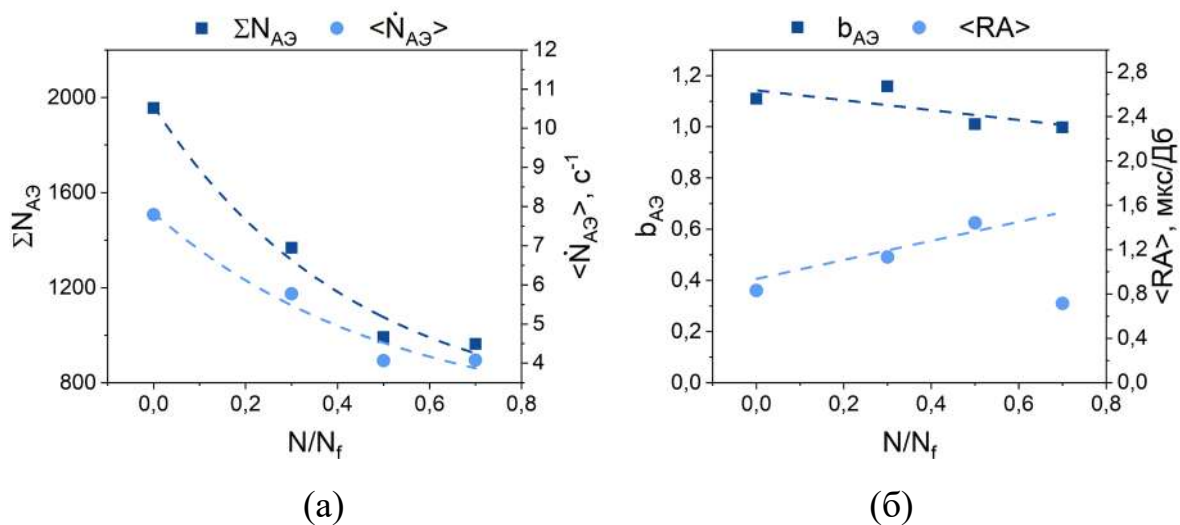


Рисунок 57. Зависимости суммарного числа событий $\Sigma N_{AЭ}$, средней активности сигналов акустической эмиссии $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$ (а), $b_{AЭ}$ - параметра и среднего значения угла нарастания $\langle RA \rangle$ (б) от N/N_f предварительного циклического нагружения образцов из стали 15X2ГМФ

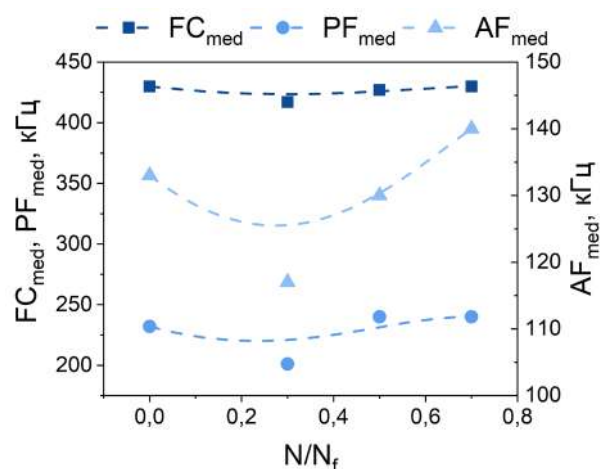
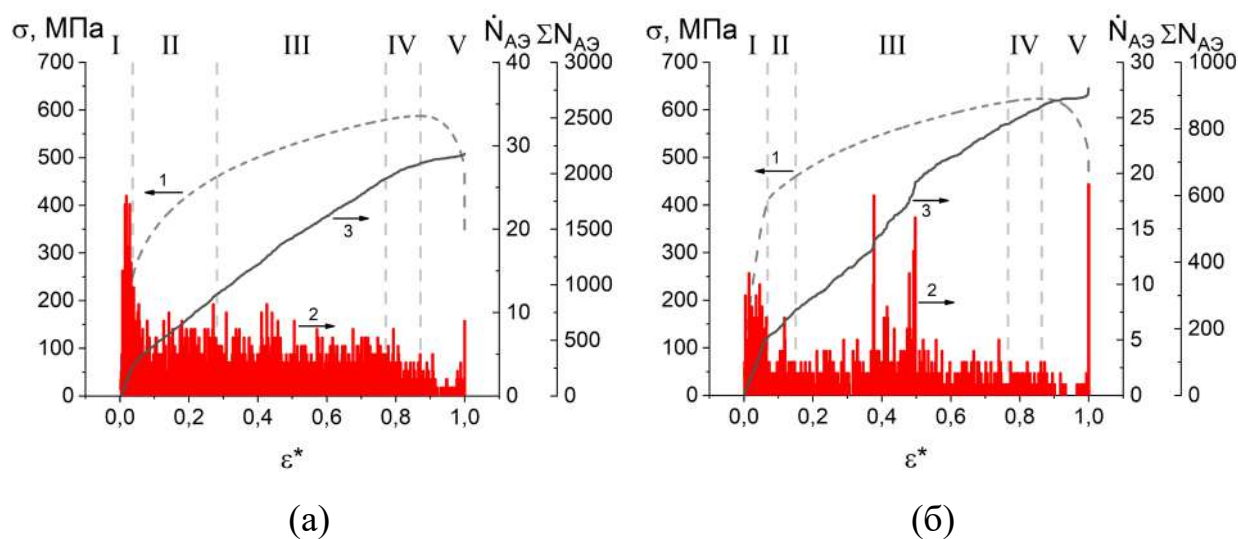


Рисунок 58. Зависимость медианных значений пиковой частоты PF_{med} , частотного центроида FC_{med} и средней частоты AF_{med} сигнала акустической эмиссии от N/N_f предварительного циклического нагружения образцов из стали 15X2ГМФ

Сталь 12X18Н10Т (партия II). На рисунках 59, 60 и в таблице 12 представлены данные оценки акустической эмиссии в процессе растяжения корсетных образцов из стали 12X18Н10Т после закалки от 950 и 1200°C в

исходном состоянии и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ [226]. Из графиков видно, что предварительное циклическое нагружение приводит к изменению формы кривой деформации, а сами границы выделенных стадий меняются. Это связано с появлением мартенситной фазы в результате фазового превращения в процессе нагружения, что подтверждается также механическими испытаниями (появление перегиба на диаграммах растяжения - см. раздел 4.1). Однако отмеченные для бейнитных сталей особенности изменения параметров акустической эмиссии при растяжении после предварительного циклического нагружения сохраняются и для аустенитной стали 12X18H10T.



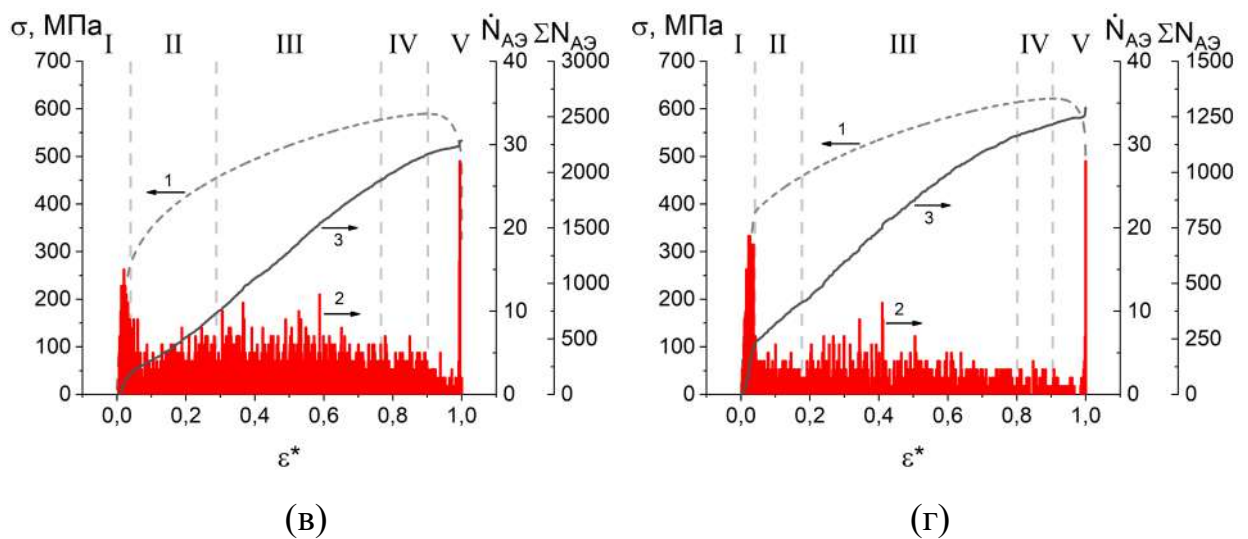


Рисунок 59. Зависимости напряжения σ (1), накопленного числа $\Sigma N_{AЭ}$ (2) и активности $\dot{N}_{AЭ}$ (3) акустической эмиссии от относительной деформации ε^* корсетных образцов из стали 12X18H10 (партия II) закаленных при $T_3=950^\circ\text{C}$ ($d = 41$ мкм) в исходном состоянии (а) и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ (б) и закаленных при $T_3=1200^\circ\text{C}$ ($d = 81$ мкм) в исходном состоянии (в) и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ (г)

Так, предварительное циклическое нагружение приводит к уменьшению суммарного числа событий АЭ $\Sigma N_{AЭ}$, среднего значения активности сигналов $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, амплитудного $b_{AЭ}$ - параметра и росту среднего значения угла нарастания $\langle RA \rangle$. Изменения медианных значений частотных характеристик (PF_{med} , FC_{med} , AF_{med}) связаны с ростом поврежденности вследствие деградации материала в результате предварительного циклического нагружения.

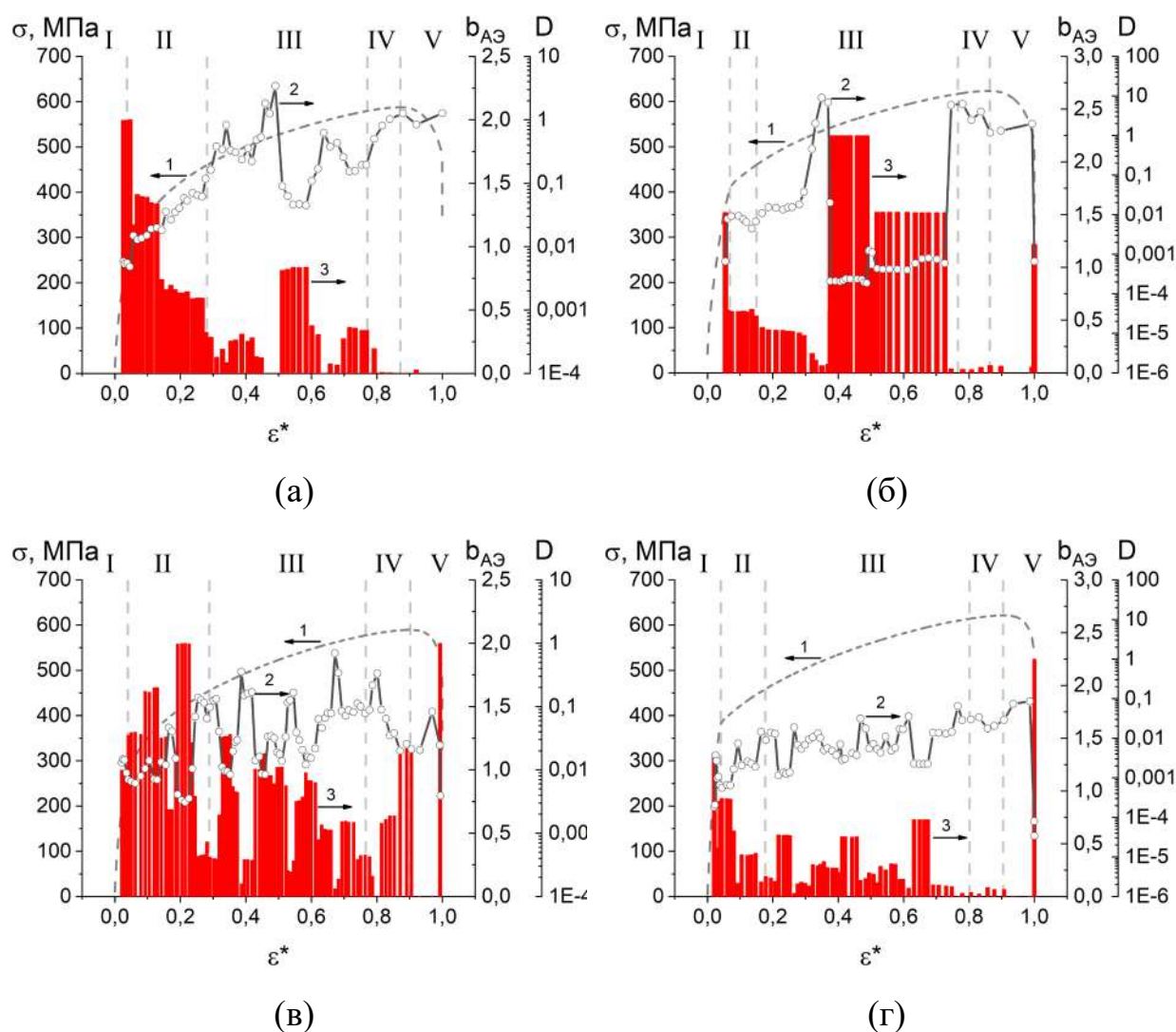


Рисунок 60. Зависимости напряжения σ (1), параметров $b_{AЭ}$ (2) и D поврежденности (3) акустической эмиссии от относительной деформации ε^* корсетных образцов из стали 12X18H10T (партия II) закаленных при $T_3=950^\circ\text{C}$ ($d=41$ мкм) в исходном состоянии (а) и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ (б) и закаленных при $T_3=1200^\circ\text{C}$ ($d=81$ мкм) в исходном состоянии (в) и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ (г)

Таблица 12. Параметры АЭ, полученные во время растяжения образцов из стали 12Х18Н10Т с разной температурой закалки в исходном состоянии и после механической деградации

N/N_f	T_3	$\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, c^{-1}	$\sum N_{AЭ}$	PF_{med} , КГц	FC_{med} , КГц	AF_{med} , КГц	$\langle RA \rangle$, мкс/Дб	$b_{AЭ}$
0	950	4,13	2178	401	289	286	0,110	1,304
0,5	950	1,933	922	422	296	263	0,151	1,136
0	1200	3,620	2284	405	291	273	0,105	1,184
0,5	1200	2,234	1291	439	302	227	0,240	1,114

Из таблицы 12 следует, что увеличение размера зерен приводит к увеличению суммарного числа событий $\sum N_{AЭ}$, их средней активности $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, среднего значения угла нарастания $\langle RA \rangle$, медианных значений пиковой частоты PF_{med} и частотного центроида FC_{med} , а также снижению $b_{AЭ}$ – параметра и медианного значения средней частоты AF_{med} . Это согласуются с данными, полученными при испытаниях на растяжение плоских образцов из чистых циркония [227] и титана [228] с разным размером зерен.

Сталь 316L. Исследование этой стали, изготовленной методом селективного лазерного сплавления, было проведено до и после предварительного циклического нагружения до относительной долговечности $N/N_f=0,3; 0,7$, [223; 229]. На рисунках 61, 62 и в таблице 13 представлены данные оценки акустической эмиссии в процессе растяжения корсетных образцов после циклирования этой стали с различной структурой в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения. Отличие структуры стали было связано со сменой сканатора при получении аддитивного материала, позволившего улучшить структуру материала, в частности, уменьшилось число крупных дефектов по границам ванн расплава. Такая структура названа «модифицированной». Как следует из рисунков 61 и 62, при испытании стали с исходной структурой область акустического затишья отсутствует, и наблюдается постепенное снижение числа сигналов

вплоть до разрушения. При испытании стали с модифицированной структурой после предварительного циклирования область акустического затишья появляется, что является результатом формирования плато на деформационной зависимости суммарного числа сигналов акустической эмиссии.

Влияние предварительного циклического нагружения на параметры акустической эмиссии, как и для рассмотренных ранее сталей, выражается в снижении параметров $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, $\sum N_{AЭ}$, средних значений угла нарастания $\langle RA \rangle$, и снижении $b_{AЭ}$ –параметра в случае материала с исходной структурой. Стоит отметить что при предварительном циклическом нагружении до $N/N_f = 0,7$ в образце зародилась усталостная макротрещина, раскрытие которой при последующем статическом нагружении привело к быстрому разрушению образца и, как следствие, к более высокой активности сигналов $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$ по сравнению с образцом предварительно циклированным до $N/N_f = 0,3$. Обращает на себя внимание, что после модификации структуры наибольшие изменения претерпевают параметры $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, $\sum N_{AЭ}$, что может свидетельствовать как об уменьшении количества дефектов, являющихся источниками АЭ, так и об их слиянии и укрупнении.

Таблица 13. Параметры АЭ, полученные в процессе растяжении образцов из изготовленной аддитивном методом стали 316L в исходном состоянии и с модифицированной структурой до и после предварительного циклического нагружения

N/N_f	$\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle, c^{-1}$	$\sum N_{AЭ}$	$PF_{med},$ кГц	$FC_{med},$ кГц	$AF_{med},$ кГц	$\langle RA \rangle$	$b_{AЭ}$
Исходная структура							
0	26,2	6634	314	433	200	0,212	1,3962
0,3	15,4	5314	275	430	182	0,500	1,197
0,7	25,5	3208	300	448	186	0,593	0,940
Модифицированная структура							
0	4,21	733	318	426	190	0,282	0.937
0,3	2,20	365	287	419	183	0,308	1.148

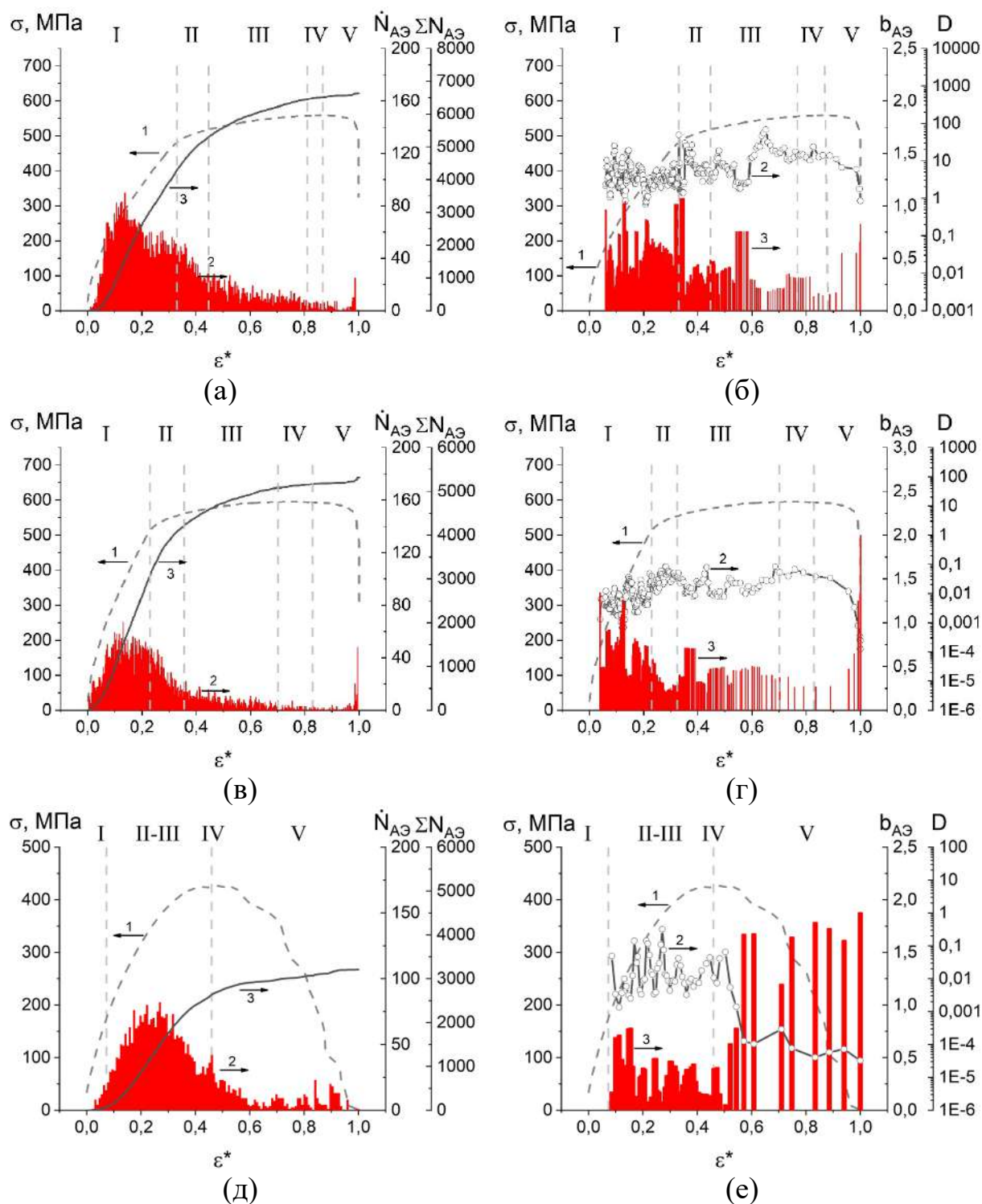


Рисунок 61. Деформационные зависимости напряжения, активности $\dot{N}_{АЭ}$ и суммарного числа $\sum N_{АЭ}$ событий акустической эмиссии (а, в, д), $b_{АЭ}$ и D - параметров акустической эмиссии (б, г, е) до (а, б) и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,3$ (в, г) и $N/N_f=0,7$ (д, е) стали 316L с исходной структурой при растяжении

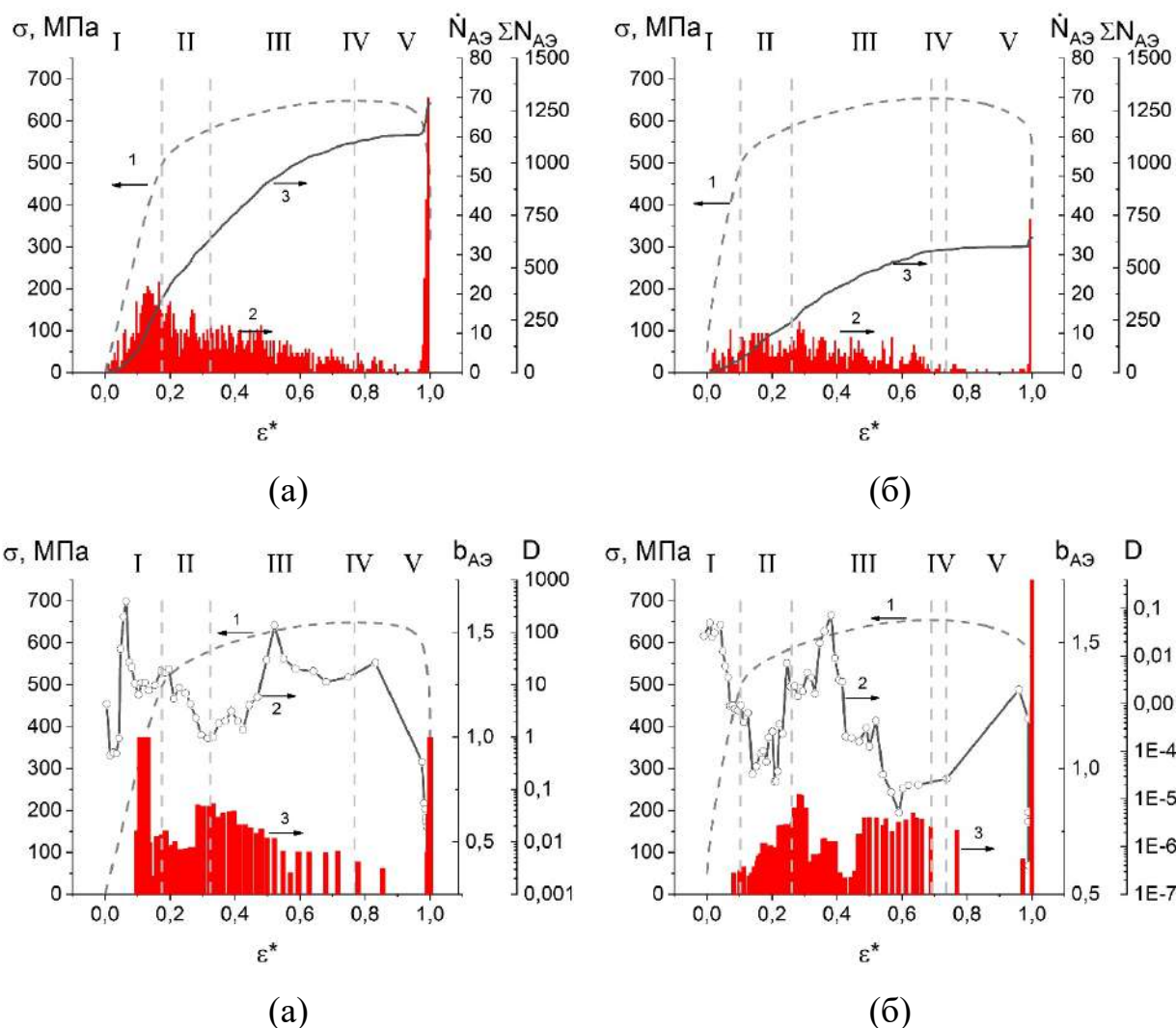


Рисунок 62. Деформационные зависимости напряжения, активности $\dot{N}_{AЭ}$ и суммарного числа $\Sigma N_{AЭ}$ событий акустической эмиссии (а, б), $b_{AЭ}$ и D - параметров акустической эмиссии (в, г) до (а, в) и после (б, г) предварительного циклического нагружения до $N/N_F=0,3$ стали 316L с модифицированной структурой при растяжении

Сопоставление деформационных зависимостей параметров акустической эмиссии, полученных для всех исследованных материалов, позволило выявить систематические различия, связанные с типом структуры, технологией изготовления и видом термической обработки.

Установлено, что суммарное число событий акустической эмиссии $\Sigma N_{AЭ}$ при испытании аддитивной стали 316L после предварительного циклического нагружения остается на порядок выше $\Sigma N_{AЭ}$ той же стали с модифицированной структурой после термообработки. Это свидетельствует о

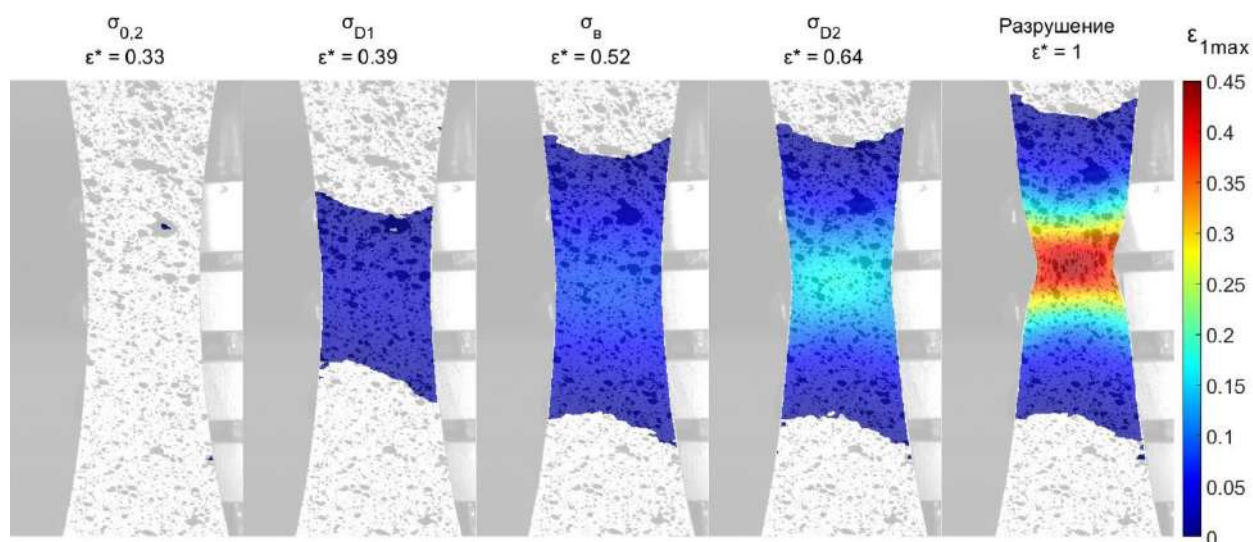
сохранении в аддитивном материале значительного количества технологических дефектов, которые служат дополнительными источниками акустической эмиссии после циклической деградации. Для сталей с бейнитной структурой (F500W и 15X2ГМФ) на исходных деформационных кривых $\Sigma N_{AЭ}$ наблюдается характерный перелом, разделяющий стадию акустического затишья и стадию активного накопления повреждений. После предварительного циклического нагружения этот перелом сохраняется, однако длительность акустического затишья сокращается с увеличением относительной долговечности N/N_f . В противоположность этому, для стали 12X18H10T со структурой нестабильного аустенита, а также для аддитивной аустенитной стали 316L, перелом на зависимостях $\Sigma N_{AЭ}$ отсутствует, а область акустического затишья не выражена. Такие отличия связаны с появлением мартенсита деформации в стали 12X18H0T и наличием большого числа технологических дефектов в аддитивной стали 316L.

Вместе с тем для подтверждения выявленных закономерностей необходима прямая количественная оценка эволюции пластических зон, формирующихся в процессе статического нагружения. Этой задаче посвящен следующий раздел, в котором с помощью метода корреляции цифровых изображений проанализировано изменение поля деформаций и кинетики пластических зон после циклических испытаний, а также рассмотрена взаимосвязь размера пластической зоны с параметрами акустической эмиссии.

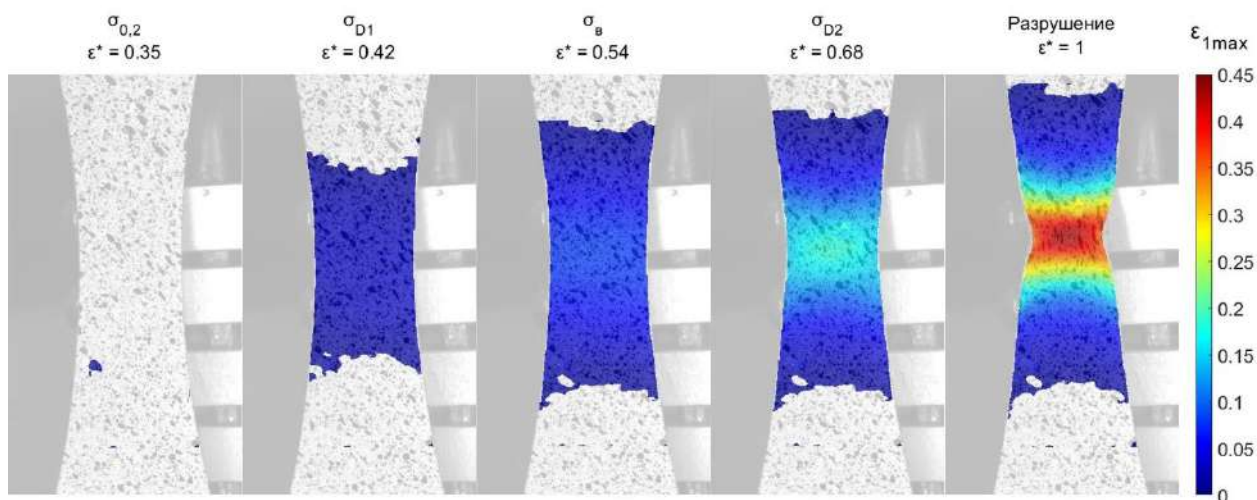
4.4. Изменение кинетики и характеристик пластических зон

Сталь F500W. Деформационные зависимости площадей слабо- (S_L) и сильнодеформированных (S_H) пластических зон и максимального значения главной деформации (ϵ_{1max}) полученные при растяжении корсетных образцов из этой стали в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,4, 0,6$ и $0,8$ представлены на рисунках 63, 64. Из представленных графиков видно, что предварительное циклическое нагружение не оказало значительного влияния на стадийность развития пластической деформации: для всех образцов из стали F500W резкий рост

площади слабодеформированной зоны начинается после достижения $\sigma_{0,2}$. При пределе прочности зависимости $S_L - \varepsilon^*$ выходят на плато, которое сохраняется до разрушения образца. Сильнодеформированная пластическая зона площадью S_H формируется в центре рабочей части образца после достижения относительной деформации около 0,65 напряжении, близком к σ_{D2} , и увеличивается вплоть до разрушения. Значения максимальных главных деформаций ε_{1max} начинают расти после достижения предела текучести на стадии II, а на границе III-IV появляется перелом на ее зависимости от относительной макроскопической деформации и начало ее линейного роста до разрушения.



(a)



(б)

Рисунок 63. Картины распределений значений главной деформации, полученные методом КЦИ, в характерных точках кривой нагружения при растяжении корсетного образца из стали F500W в исходном состоянии (а) и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,8$ (б)

Зависимости площади пластических зон S_L , S_H и максимальные значения главных деформаций $\varepsilon_{1\max}$ от относительного числа циклов предварительного нагружения, полученные в момент разрушения образцов из стали F500W представлены на рисунке 65 и в таблице 14. С увеличением N/N_f площадь слабodeформированной зоны S_L растет, а сильнодеформированной S_H наоборот преимущественно снижается. Важно отметить, что при разрушении образца после циклирования до $N/N_f=0,8$ площадь сильнодеформированной зоны пластической деформации и максимальные значения главных деформаций в зоне ниже, чем при других значениях относительной долговечности N/N_f (Таблица 14). Это согласуется с результатами механических испытаний, свидетельствующих о снижении остаточной прочности данного образца, то есть о большей локализации разрушения.

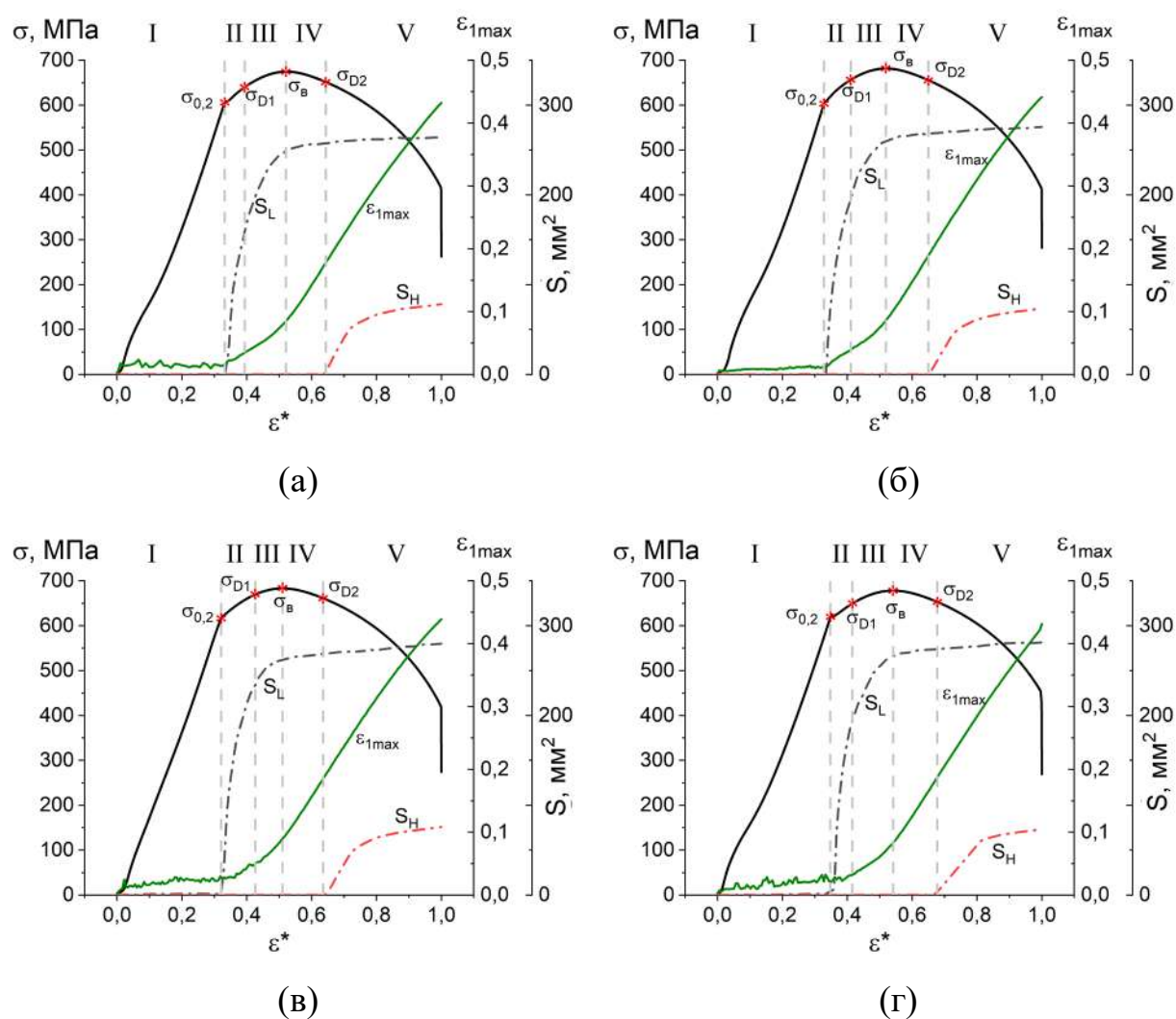


Рисунок 64. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения стали F500W с изменением площади пластических зон (S_L , S_H) и значением максимальной главной деформации в зонах (ϵ_{1max}) в исходном состоянии (а) и после предварительного циклического нагружения до $N/N_F=0,4$ (б); $0,6$ (в); $0,8$ (г)

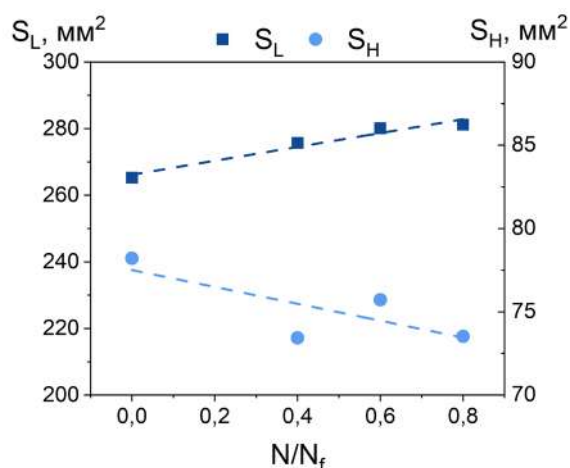


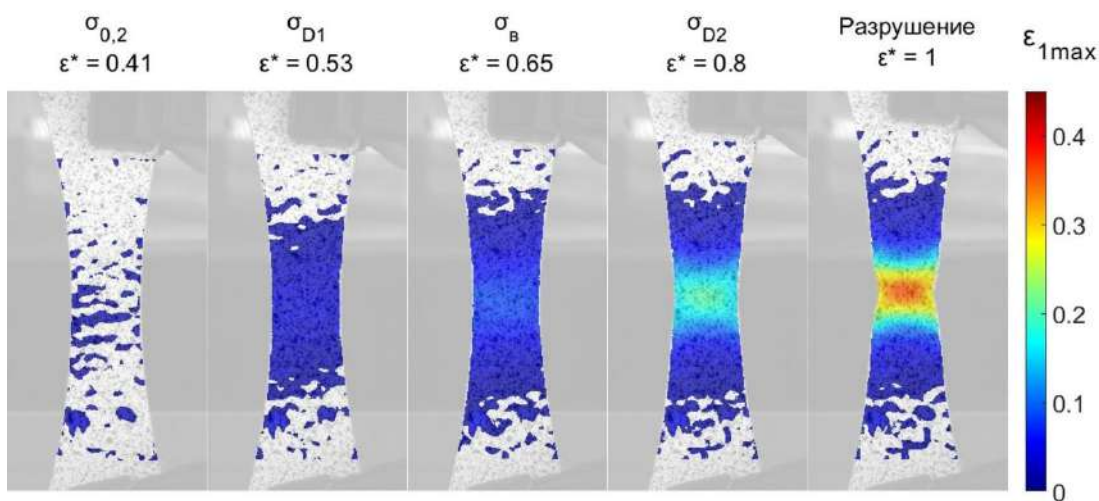
Рисунок 65. Зависимость площадей слабо- S_L и сильнодеформированной S_H пластических зон в момент разрушения при растяжении от величины предварительного циклического нагружения образцов из стали F500W

Таблица 14. Параметры КЦИ, полученные во время растяжения образцов из стали F500W в исходном состоянии и после механической деградации

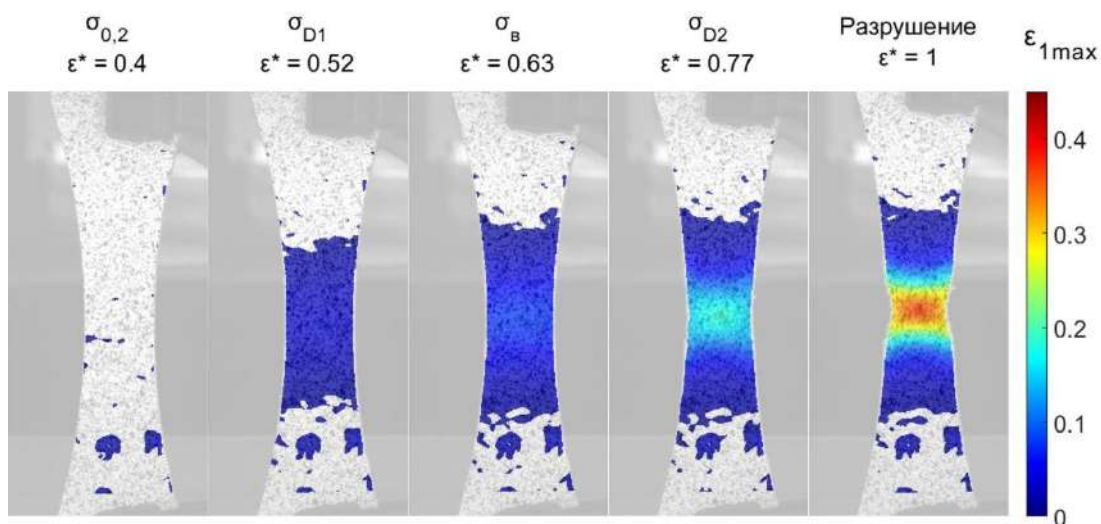
N/N_f	$\varepsilon_{1\max}$	$S_L, \text{мм}^2$	$S_H, \text{мм}^2$
0	0,432	265	78,2
0,4	0,441	275	73,4
0,6	0,439	280	75,7
0,8	0,431	281	73,5

Сталь 15X2ГМФ. Методом корреляции цифровых изображений был проведен анализ влияния механической деградации на динамику изменения пластических зон в стали 15X2ГМФ в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,5$. Полученные деформационные зависимости максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$, а также площадей слабо- и сильнодеформированных пластических зон представлены на рисунках 66 и 67. Максимальное значение главной деформации и площади пластических зон в момент разрушения представлены в таблице 15.

Из полученных деформационных зависимостей видно, что предварительное циклическое нагружение, как и в случае стали F500W, не оказало значительного влияния на стадийность развития пластической деформации: для всех образцов из стали 15X2ГМФ резкий рост площади слабodeформированной зоны S_L начинается после достижения $\sigma_{0,2}$. При пределе прочности зависимости $S_L - \epsilon^*$ выходят на плато, которое сохраняется до разрушения образца. Сильнодеформированная пластическая зона формируется в центре рабочей части образца после достижения напряжения σ_{D2} и увеличивается вплоть до разрушения. В отличие от стали F500W, максимальные значения главных деформаций $\epsilon_{1\max}$ начинают расти на более поздней стадии III, что согласуется иерархией развития микротрещин, отмеченной в разделе 3.2. Предварительное циклическое нагружение привело к уменьшению площади слабodeформированной пластической зоны S_L , в то время как максимальное значение главной деформации $\epsilon_{1\max}$ и площадь сильнодеформированной зоны S_H изменились незначительно. Сравнение рисунков 63 и 66 показывает, что деформация стали 15X2ГМФ на ранней стадии нагружения более неоднородна по сравнению со сталью F500W, и развивается в виде дискретных полос деформации.

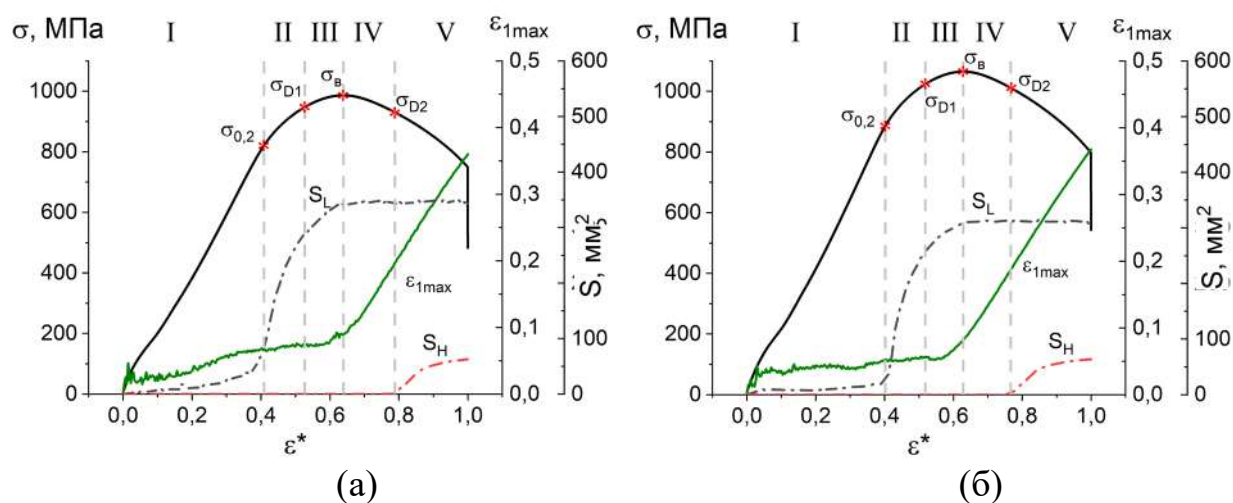


(a)



(б)

Рисунок 66. Картины распределений значений главной деформации, полученные методом КЦИ, в характерных точках кривой нагружения при растяжении корсетного образцов из стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии (а) и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,5$ (б)



(а)

(б)

Рисунок 67. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии (а) и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,5$ (б) с изменением площади пластических зон (S_L , S_H) и значением максимальной главной деформации в зонах (ϵ_{1max})

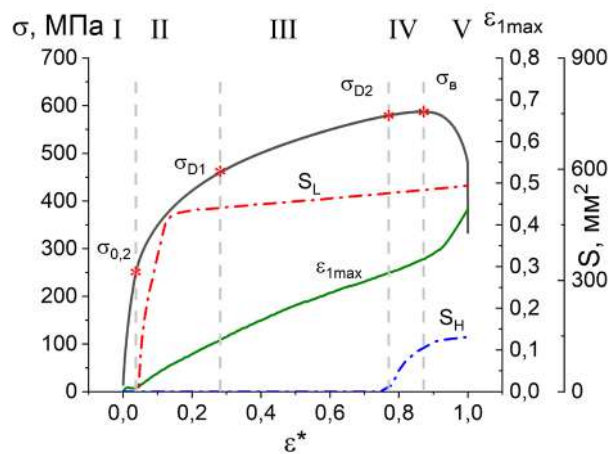
Таблица 15. Параметры, оцененные методом корреляции цифровых изображений перед разрушением образцов из стали 15Х2ГМФ

N/N_f	$\varepsilon_{1\max}$	$S_L, \text{мм}^2$	$S_H, \text{мм}^2$
0	0,360	342,1	62,7
0,5	0,367	307,0	63,8

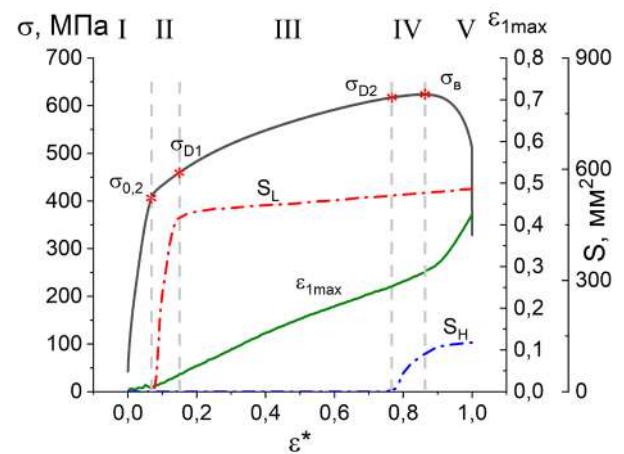
Сталь 12Х18Н10Т (партия II). С использованием метода корреляции цифровых изображений (КЦИ) была оценена динамика изменения пластических зон в стали 12Х18Н10Т с двумя значениями температуры закалки (950 и 1200°С), формирующими разный размер зерна (41 и 81 мкм) в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,5$. Деформационные зависимости максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$, площадей слабо- и сильнодеформированных зон, а также картины главной деформации, полученные в характерных точках, представлены на рисунках 68, 69 и 70. Из графиков видно, что предварительное циклическое нагружение повлияло на форму кривой нагружения (в точке $\sigma_{0,2}$ наблюдается перелом) и на выделенную стадийность (смещение точки σ_{D1} на более раннюю стадию). Перелом кривой деформации, вероятно связан с фазовым превращением стали в процессе предварительного циклирования. Максимальное значение главной деформации и площади слабо- и сильнодеформированных пластических зон в момент разрушения представлены в таблице 16. Высокая пластичность стали 12Х18Н10Т, по сравнению с сталями F500W и 15Х2ГМФ, приводит к более однозначному отклику площадей пластических зон на механическую деградацию, независимо от среднего размера зерна: после предварительного циклического нагружения уменьшаются площади пластических зон S_L , S_H , как и максимальное значение главной деформации $\varepsilon_{1\max}$. Подобные изменения находятся в согласии с кинетикой АЭ параметров, описанной в предыдущем разделе.

Таблица 16. Параметры КЦИ, полученные во время растяжения образцов из стали 12Х18Н10Т с разной температурой заковки в исходном состоянии и после механической деградации

N/N_f	$T_z, ^\circ\text{C}, d, \text{мкм}$	$\varepsilon_{1\max}$	$S_L, \text{мм}^2$	$S_H, \text{мм}^2$
0	950, 41	0,437	557	148
0,5	950, 41	0,425	547	132
0	1200, 81	0,447	615	155
0,5	1200, 81	0,427	566	135



(а)



(б)

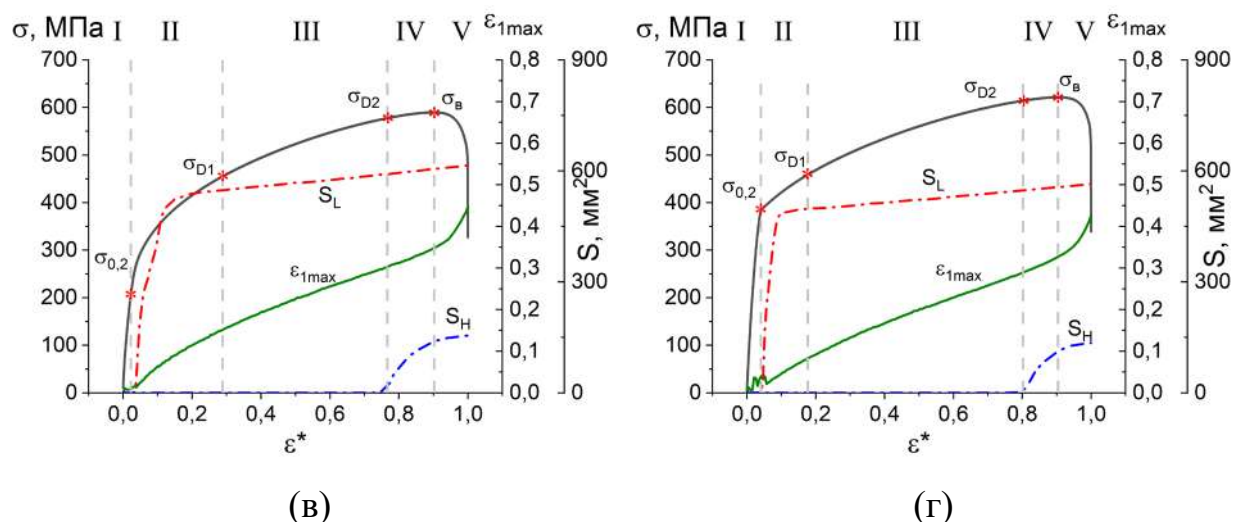


Рисунок 68. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения с изменением площади пластических зон (S_L , S_H) и значением максимальной главной деформации в зонах (ε_{1max}) корсетных образцов из стали 12X18H10T закаленных при $T_3=950^\circ\text{C}$ (размер зерен 41 мкм) в исходном состоянии (а) и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ (б) и закаленных при $T_3=1200^\circ\text{C}$ (размер зерен 81 мкм) в исходном состоянии (в) и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ (г)

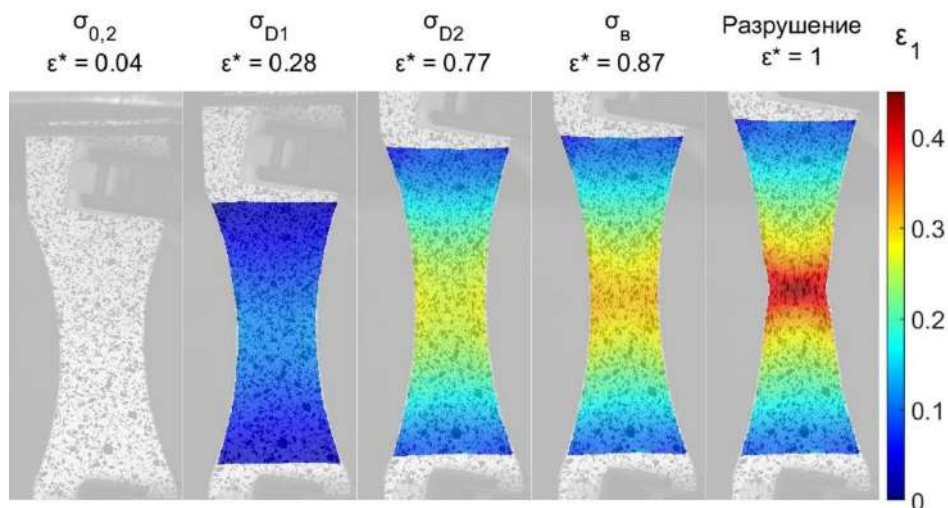


Рисунок 69. Картины распределений значений главной деформации, полученные методом КЦИ, в характерных точках кривой нагружения при растяжении корсетного образца из стали 12X18H10T, после закалки при $T_3=950^\circ\text{C}$ в исходном состоянии

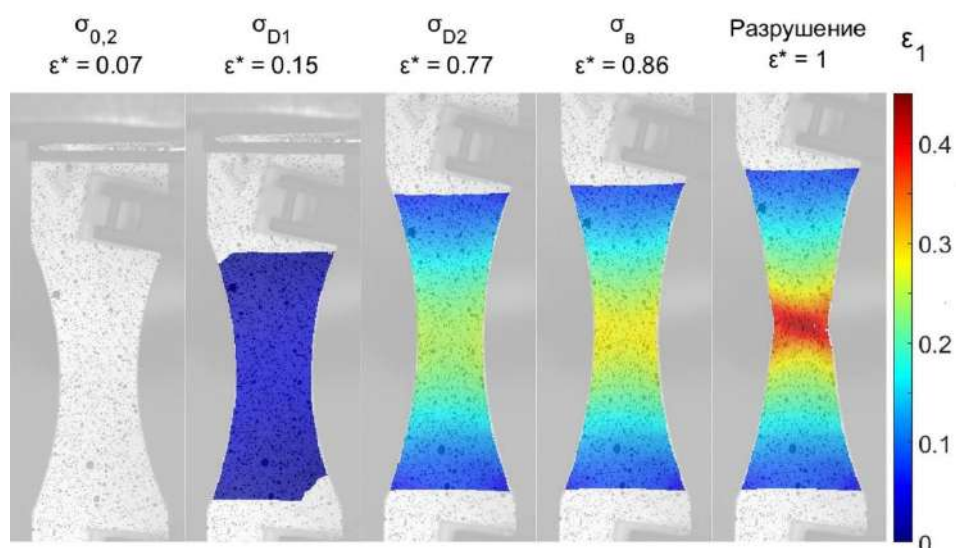


Рисунок 70. Картины распределений значений главной деформации, полученные методом КЦИ, в характерных точках кривой нагружения при растяжении корсетного образца из стали 12X18H10T, после закалки при $T_3=950^\circ\text{C}$ после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,5$

Сталь 316L. Методом корреляции цифровых изображений (КЦИ) был проведен качественный и количественный анализ влияния механической деградации на динамику изменения пластических зон в изготовленной методом селективного лазерного сплавления стали 316L с исходной и с модифицированной структурой, сформировавшейся после смены сканатора и термической обработки. Полученные в процессе растяжения деформационные зависимости параметров КЦИ для материала с исходной структурой и после модификации приведены на рисунках 71 и 72, а характеристики в момент разрушения при растяжении приведены в таблице 17. Как видно из рисунков, изменения максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\max}$, а также поведение выделенных пластических зон, отвечают стадийности изменения кривой нагружения и параметров АЭ. На I-ой стадии значение $\varepsilon_{1\max}$ мало, а пластические зоны отсутствуют. II-я стадия характерна ростом $\varepsilon_{1\max}$ и появлением зоны S_L . Стадии III-IV обусловлены изменением скорости роста $\varepsilon_{1\max}$ и появлением зоны S_H . На V-ой стадии происходит формирование

магистральной трещины и разрушение образца, которое сопровождается увеличением зоны S_H .

Таблица 17. Параметры КЦИ, полученные во время растяжения образцов из изготовленной аддитивным методом стали 316L в исходном состоянии и после механической деградации

N/N_f	$\varepsilon_{1\max}$	$S_L, \text{мм}^2$	$S_H, \text{мм}^2$
Исходная структура			
0	0,350	127,4	24,2
0,3	0,457	129,6	30,2
0,7	0,497	54,38	8,73
Модифицированная структура			
0	0,379	142,9	28,5
0,3	0,397	126,5	25,3

Для аддитивной стали 316L с исходной структурой предварительное циклическое нагружение до относительной долговечности $N/N_f = 0,3$ приводит к повышению максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ (с 0,350 до 0,457) и увеличению площади сильнодеформированной зоны S_H (с 24,2 до 30,2 мм^2). Этот эффект напрямую связан с тем, что в процессе предварительного циклирования часть исходных технологических дефектов частично раскрывается, образуя малые усталостные трещины и зоны микроповреждений. При последующем статическом растяжении эти дефекты становятся дополнительными концентраторами пластической деформации, что приводит к расширению пластической зоны и росту локальной деформации в очаге разрушения. Одновременно слабодеформированная зона S_L практически не изменяется, что указывает на сохранение общего объема материала, вовлеченного в пластическое течение, при существенном изменении локальной деформации в сторону более высоких значений. Предварительное циклическое нагружение до относительной долговечности $N/N_f = 0,7$ привело к зарождению усталостной макротрещины, раскрытие

которой и дальнейший рост которой привел к увеличению максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ и уменьшению площадей пластических зон из-за локализации деформации вокруг раскрывающейся трещины.

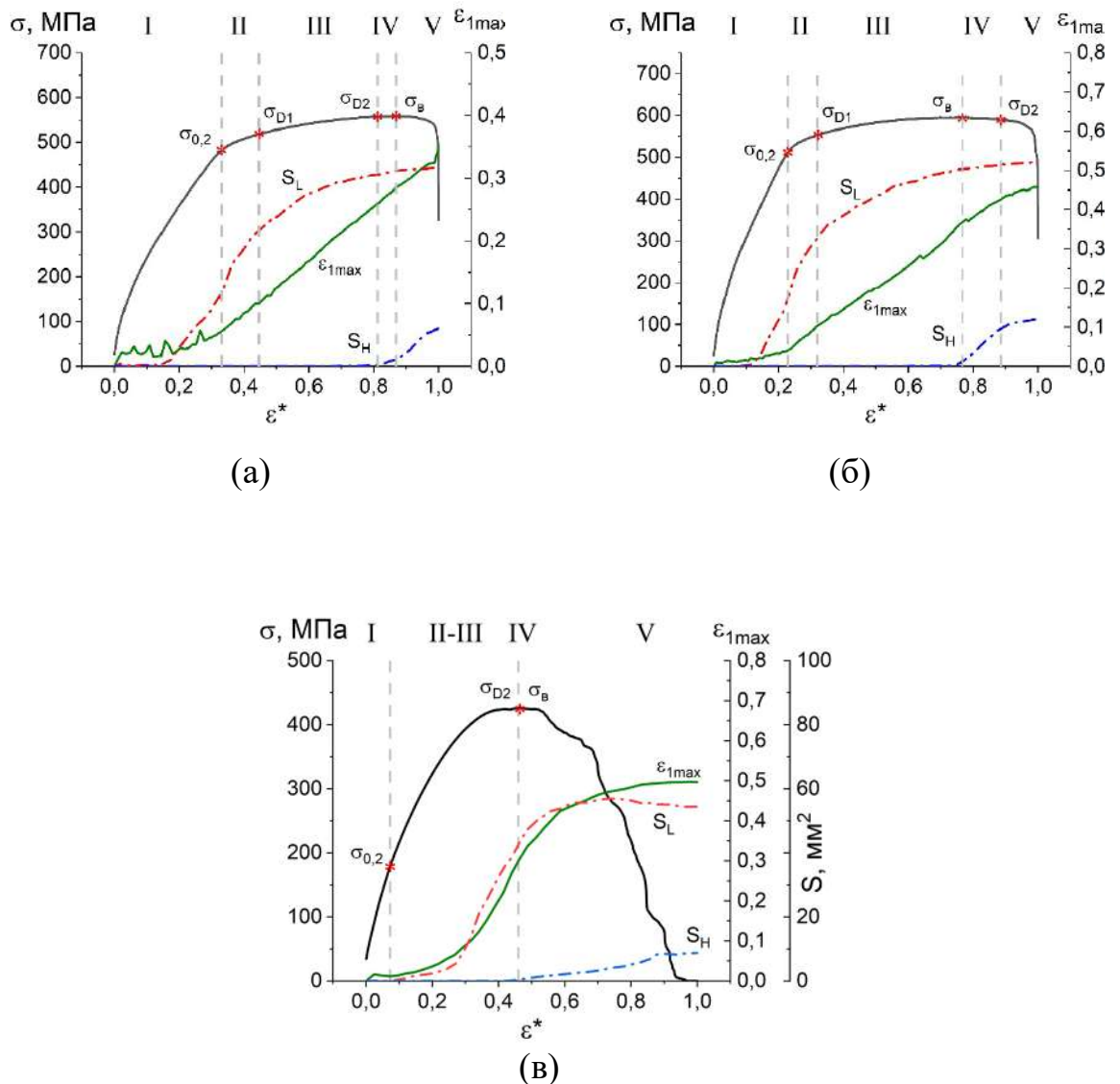
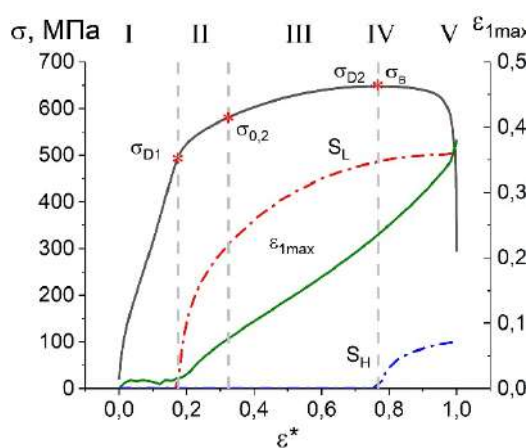


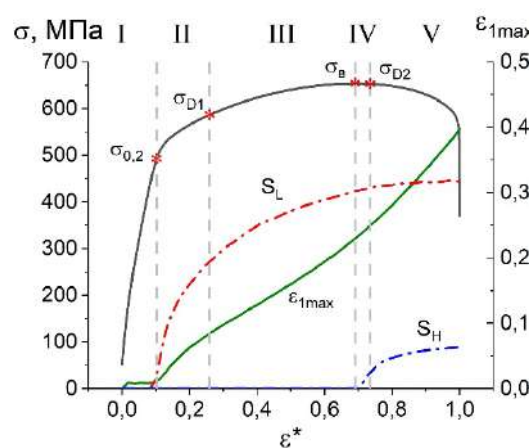
Рисунок 71. Деформационные зависимости максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ и площадей пластических зон S_L и S_H , оцененных методом КЦИ аддитивной стали 316L с исходной структурой до (а) и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,3$ (б) и $N/N_f=0,7$ (в)

Совершенно иначе ведет себя аддитивная сталь 316L с модифицированной структурой, полученная после термообработки и замены сканатора (Рисунок 72). Улучшение технологии печати также заметно снижает

исходную дефектность, однако предварительное циклирование до $N/N_f = 0,3$ все же вызывает увеличение максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ с 0,379 до 0,397. В отличие от этого, площади пластических зон демонстрируют противоположную тенденцию: S_L снижается со 142,9 до 126,5 мм², а S_H - с 28,5 до 25,3 мм². Такое сочетание - рост локальной деформации при одновременном уменьшении зоны её распространения - свидетельствует о более сильной локализации разрушения в модифицированном материале в результате циклической. По сравнению с традиционной аустенитной сталью 12X18Н10Т, где все параметры КЦИ монотонно уменьшаются, аддитивная сталь 316L даже после модификации сохраняет специфическую реакцию на предварительное циклирование, обусловленную остаточной пористостью и особенностями структуры. Тем не менее, повышение исходных механических свойств и уменьшение площадей пластических зон после модификации приближают поведение этого материала к традиционному, что делает метод корреляции цифровых изображений надежным инструментом для оценки эффективности технологических улучшений.



(а)



(б)

Рисунок 72. Деформационные зависимости максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ и площадей пластических зон S_L и S_H , оцененных методом КЦИ аддитивной стали 316L с модифицированной структурой до (а) и после (б) предварительного циклического нагружения

Результаты оценки картин деформации исследуемых материалов на различных стадиях нагружения позволили объяснить описанные выше изменения характеристик акустической эмиссии. Поскольку особенности формирования пластических зон, оцененных методом КЦИ, отражаются и на финальном механизме разрушения образца, рассмотрим, какое влияние предварительное циклическое нагружение оказало на рельеф изломов исследуемых сталей.

4.5. Изменение рельефа изломов

Результаты, представленные в разделах 4.2–4.4, демонстрируют, что предварительное циклическое нагружение приводит к существенным изменениям механических свойств, кинетики акустической эмиссии и параметров пластических зон исследуемых материалов. Для интерпретации наблюдаемых эффектов необходима прямая визуализация микроструктурных изменений, накопленных в материале в процессе предварительного циклирования; такую возможность предоставляет фрактографический анализ поверхностей изломов, позволяющий идентифицировать микромеханизмы разрушения и проследить степень их трансформации под воздействием усталости. В настоящем разделе приведены результаты исследования изломов методом растровой электронной микроскопии образцов сталей F500W, 15X2ГМФ, 12X18Н10Т и аддитивной 316L, испытанных на растяжение после предварительного циклирования до различных значений относительной долговечности N/N_f .

Сталь F500W. При разрушении образцов судовой стали для Арктики повышенной прочности F500W после предварительного циклирования при $\sigma=630$ МПа и числе циклов $N=140000$ ($N/N_f=0,4$) на макроизломе хорошо выявляются многочисленные очаги разрушения, расположенные вдоль боковых поверхностей образца (Рисунок 73, а, б). Микрорельеф этих очагов и областей роста трещины за их пределами состоит либо из мелко ямочной структуры с наложенными на нее бороздками (Рисунок 73, в), либо из отдельных областей бороздчатого и ячеистого рельефа (Рисунок 73, д). Так же

на изломах судовой стали обнаруживаются многочисленные расслоения и языки сдвига на отдельных участках (Рисунок 73, а, г). С увеличением относительной долговечности отмеченные особенности сохраняются, однако, отрывной вид разрушения сменяется сдвиговым (Рисунок 74).

Можно полагать, что деградация конструкционной судовой стали F500W вызвана развитием бороздчатого микрорельефа по границам структурных элементов в процессе предварительного циклического нагружения и приводит к смене отрывного вида разрушения на сдвиговой с ростом относительной долговечности.

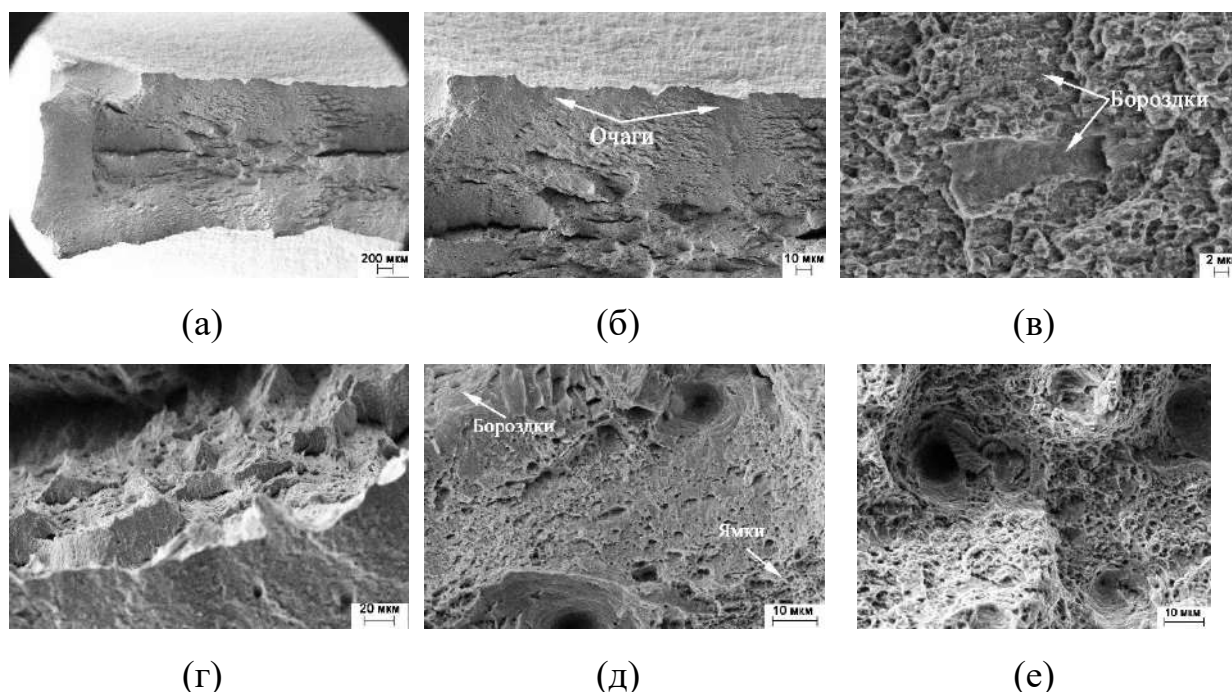
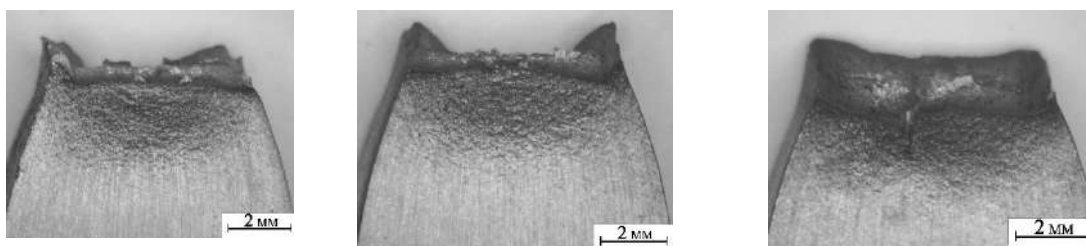


Рисунок 73. Макро- и микрорельеф изломов образца из стали F500W после механической деградации до относительной долговечности $N/N_f=0,4$ (при напряжении $\sigma=630$ МПа и числе циклов $N=140000$) с последующим растяжением до разрушения



(a)

(б)

(в)

Рисунок 74. Профили изломов образцов из стали F500W без предварительного циклирования (а) и после циклической деградации до относительной долговечности N/N_f , составляющей 0, 6 (б) и 0, 8 (в) с последующим растяжением до разрушения

Сталь 15X2ГМФ. Изучение микрорельефа излома корсетного образца стали 15X2ГМФ, испытанного в условиях растяжения, обнаружило вязкое ямочное разрушение (Рисунок 75, б, в) с протяженными макротрещинами расслоений (Рисунок 75, а) и участками квазихрупкого разрушения (Рисунок 75, г) в центральной части излома и участками сдвигового разрушения в периферийных областях (Рисунок 75, д).

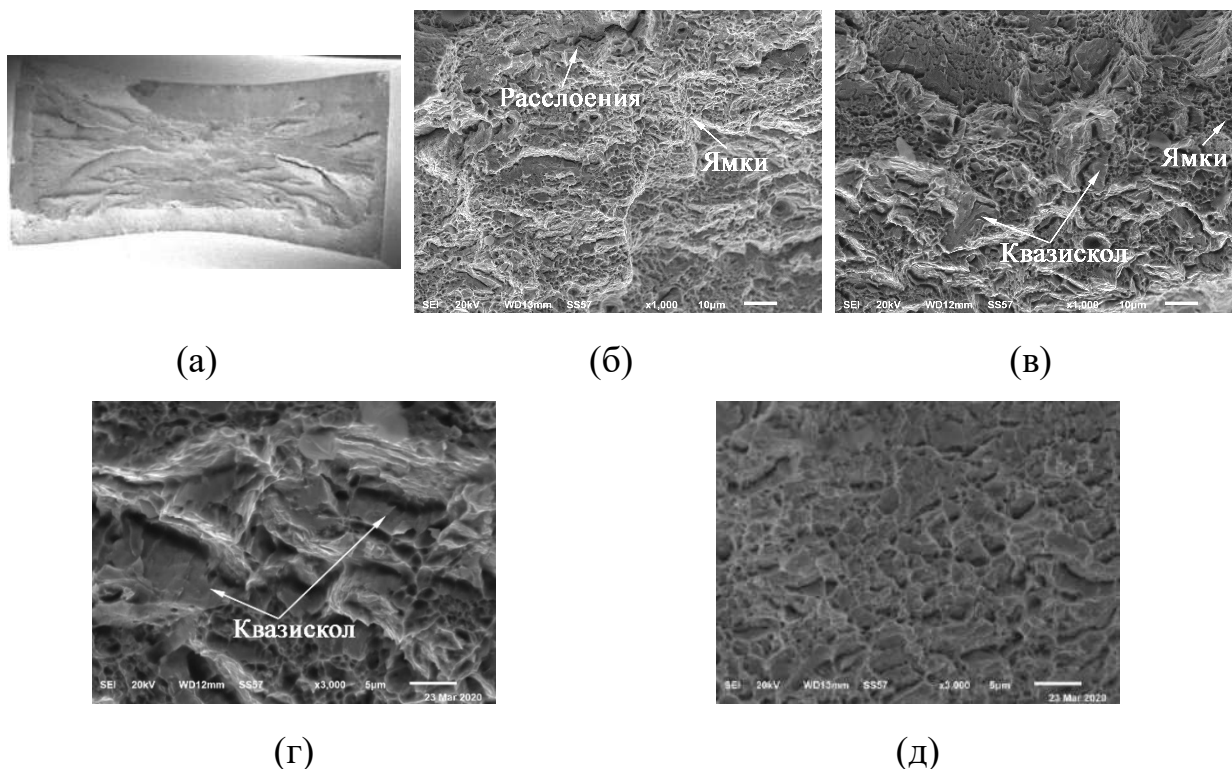


Рисунок 75. Макро- и микрорельеф разрушения корсетного образца стали 15Х2ГМФ, испытанного на растяжение без предварительного циклирования

Исследование микрорельефа изломов из стали 15Х2ГМФ после предварительного циклического нагружения до различных значений относительной долговечности с последующим растяжением (рисунки 76 - 78) обнаружило формирование в процессе предварительного циклирования периодического рельефа разрушения на поверхностях раздела структурных составляющих (включения и матрицы, границ зерен, расслоений). Области с бороздчатым микрорельефом разделены участками вязкого ямочного (Рисунок 77, б), а также квазихрупкого разрушения (Рисунок 76, д, Рисунок 77, б-в, Рисунок 78, б-д), доля которого возрастает с увеличением относительной долговечности. С ее увеличением до $N/N_f=0,7$ (Рисунок 78, а) глубина и раскрытие макротрещин расслоения, наблюдаемых на поверхности излома резко снижается по сравнению с исходным состоянием и деградации по другим режимам.

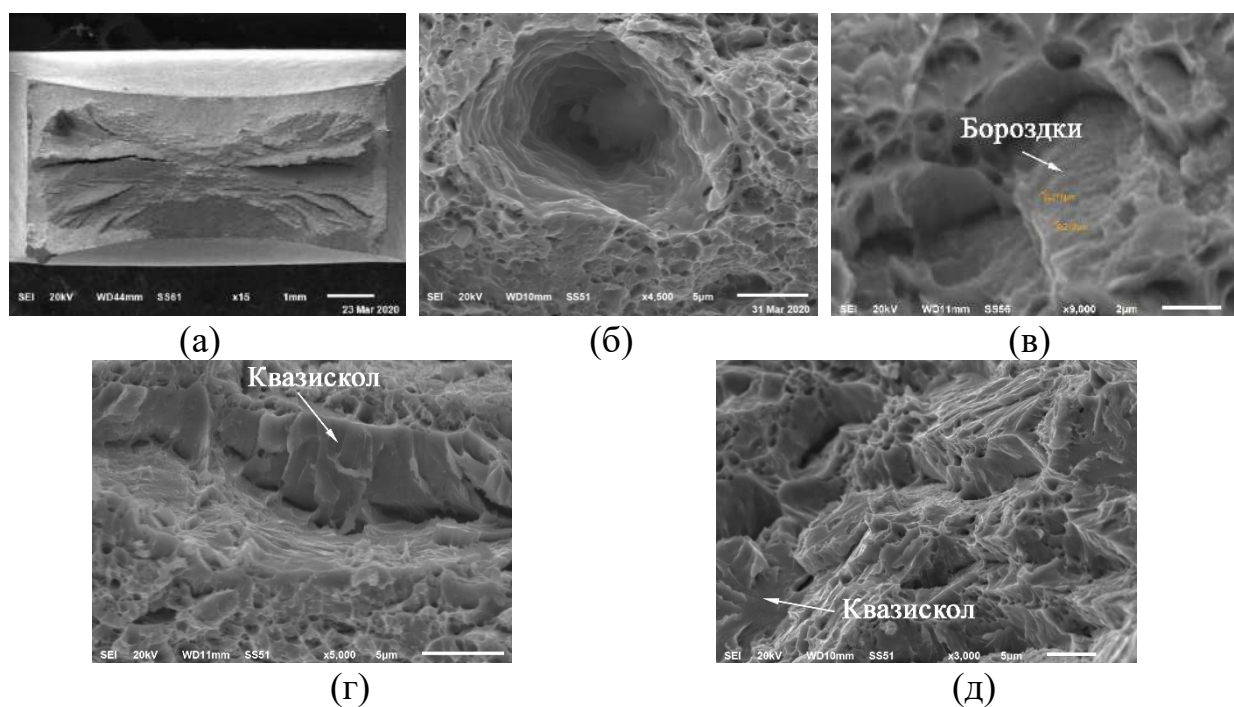


Рисунок 76. Фрактограммы разрушения образцов из стали 15Х2ГМФ при растяжении после предварительного циклирования до относительной долговечности, составляющей $N/N_f = 0,3$

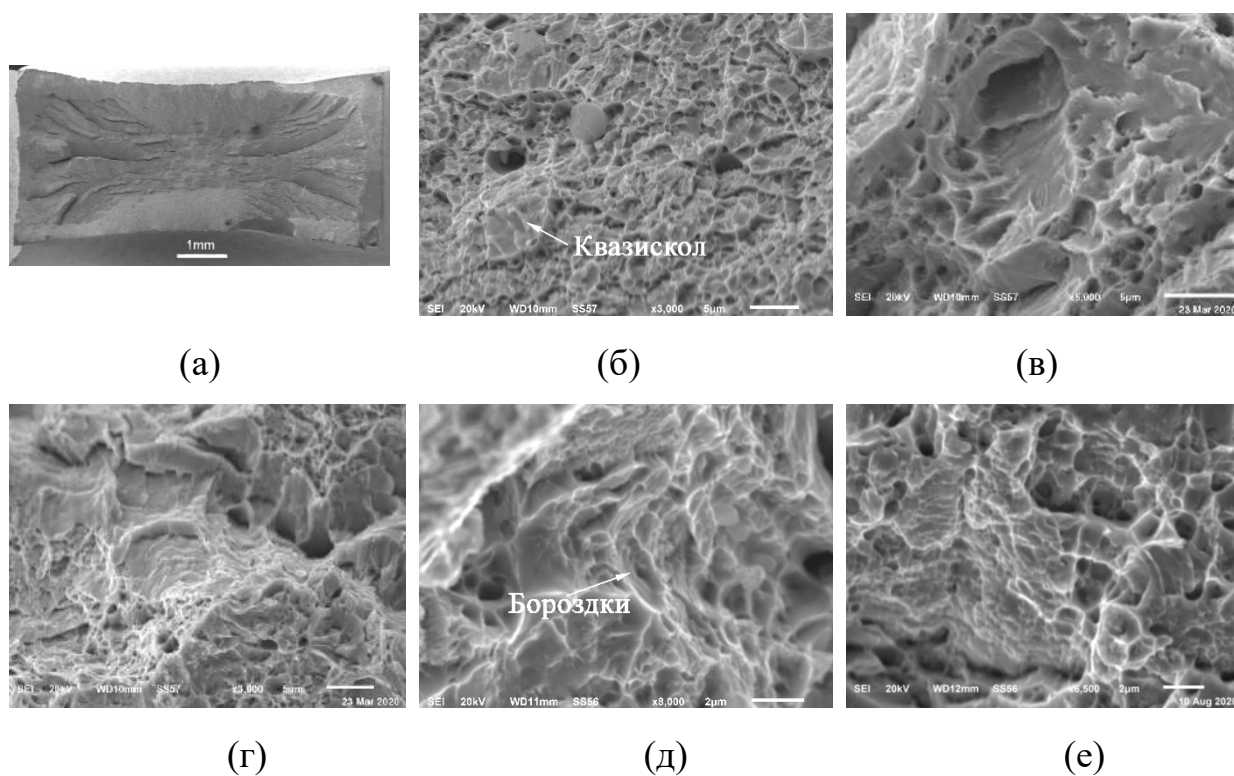


Рисунок 77. Фрактограммы разрушения образцов из стали 15Х2ГМФ при растяжении после предварительного циклирования до относительной долговечности, составляющей $N/N_f = 0,5$

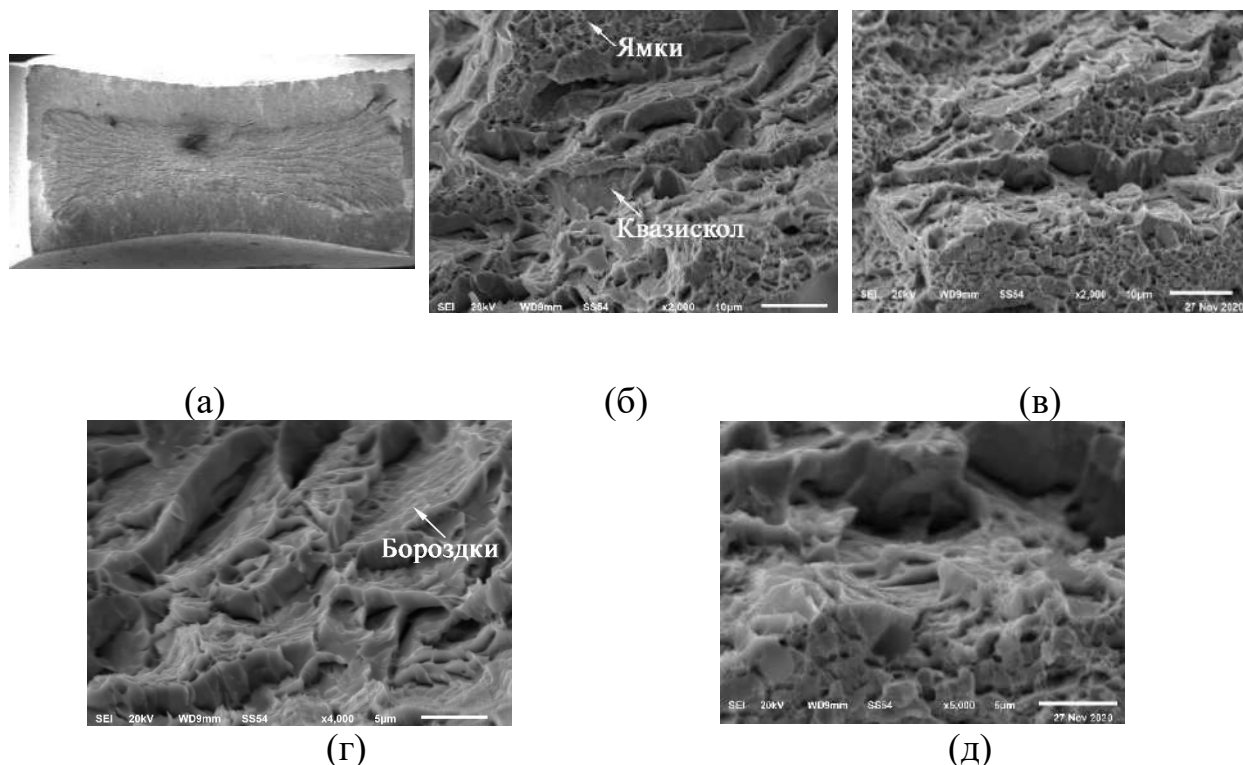


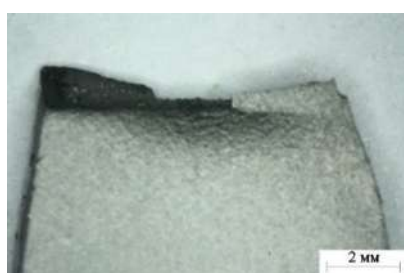
Рисунок 78. Фрактограммы разрушения образцов из стали 15X2ГМФ при растяжении после предварительного циклирования до относительной долговечности, составляющей $N/N_f = 0,7$

Таким образом, деградация стали 15X2ГМФ связана с формированием в процессе предварительного циклирования периодического рельефа разрушения на поверхностях раздела структурных составляющих (включения и матрицы, границ зерен, расслоений), а также, с увеличением доли квазихрупкого разрушения, снижением глубины и раскрытия расслоений, наблюдаемых на изломах образцов, с ростом относительной долговечности

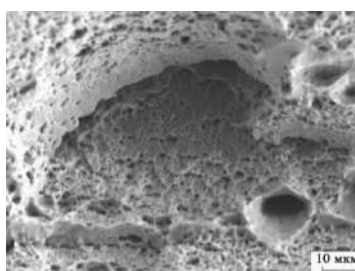
Сталь 12X8Н10Т. На рисунке 79 представлены результаты исследования профилей изломов, а также макро – и микрорельефа разрушения образцов из стали 12X18Н10Т с размером зерен 21, 117 и 280 мкм (партия I). Видно, что увеличение температуры закалки приводит к смене вида разрушения, то есть разрушение в условиях отрыва при низкой температуре закалки сменяется сдвиговым разрушением при более высокой температуре (Рисунок 79, а, г, ж). Именно смена вида разрушения является результатом увеличения размера зерен и пластичности стали. На поверхности образцов хорошо видны слабо- и сильно деформированные зоны поврежденности,

глубина которых, а также удлинение самих зерен, возрастают с увеличением температуры заковки. Об увеличении пластичности исследуемой стали с увеличением температуры заковки свидетельствует и образование множественных полос скольжения на боковой поверхности образцов, развитие которых способствует формированию вторичных очагов зарождения трещин. Микрорельеф разрушения для всех исследуемых образцов преимущественно ямочный с локальными участками сдвига. С образованием языков сдвига в очагах разрушения и начинается формирование магистральной трещины (Рисунок 79, б, д, з). В центральных областях и в зонах долома образцов наблюдается вязкий ямочный микрорельеф (Рисунок 79, в, е, к).

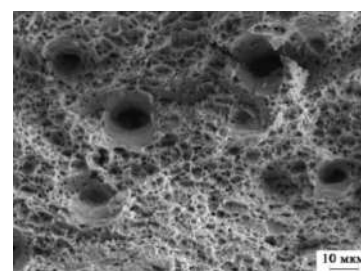
Таким образом, увеличение температуры заковки и размера зерен приводит к смене вида разрушения, то есть разрушение в условиях отрыва при низкой температуре заковки и малом размере зерен сменяется сдвиговым разрушением при более высокой температуре заковки, причем преимущественным механизмом разрушения является образование вязких ямок с локальными участками сдвига.



(а)



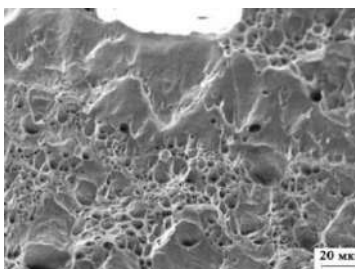
(б)



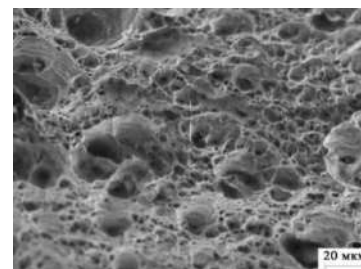
(в)



(г)



(д)



(е)

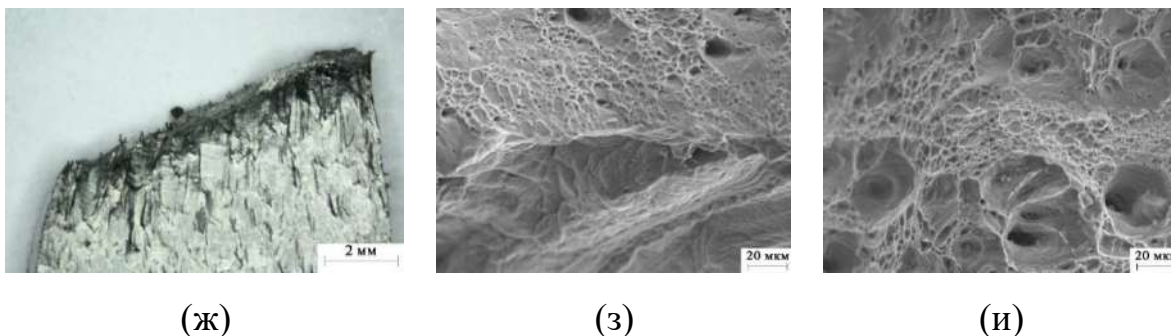


Рисунок 79. Профили (а, г, ж) и микрорельеф (б, в, д, е ,з, и) изломов образцов из стали 12Х18Н10Т (**партия I**) с размером зерна **21 (а -в), 117 (г-е) и 280 мкм (ж-и)** в области очага разрушения (б, д, з) и центральной зоны изломов (в, е, и) после испытаний на растяжение до разрушения

Установив, что увеличение размера зерна приводит к смене вида разрушения с отрывного на сдвиговое при сохранении вязкого ямочного механизма, перейдем к анализу влияния предварительного циклического нагружения на рельеф разрушения образцов из стали 12Х18Н10Т с двумя фиксированными размерами зерна (41 и 81 мкм, партия II). Это позволит отделить эффекты, вызванные усталостью, от чисто структурных изменений, связанных с размером зерна. На рисунке 80 показаны особенности микрорельефа изломов образцов из стали **12Х18Н10Т с размером зерна 41 и 81 мкм (партия II)** до и после механической деградации (до относительной долговечности $N/N_f=0,5$) с последующим растяжением. Как и в образцах из партии I стали 12Х18Н10Т значительного изменения механизма разрушения обнаружено не было, он оставался вязким, независимо от размера зерен и истории нагружения (Рисунок 80, 81), с многочисленными ямками, диаметр и глубина которых возрастают с увеличением размера зерен (Рисунок 80, д-е, Рисунок 81, д-е). Макротрещина независимо от истории нагружения развивается от очаговых пор и трещин, сформировавшихся на боковой поверхности образца (Рисунок 80, б, д, Рисунок 81, б), демонстрируя сдвиговый микрорельеф. При последующем растяжении после механической деградации и при достижении длиной трещины размера, близкого к размеру зерна появляется бороздчатый микрорельеф (Рисунок 81, б-д), который

развивается от двух крупных пор в поперечном к направлению трещины направлению подобно развитию усталостных трещин от отверстий (Рисунок 81, б). При наблюдении за профилями изломов образцов обнаружена тенденция к появлению сдвигового излома (Рисунок 80, а, Рисунок 81, а).

Таким образом, хотя по данным КЦИ после предварительного циклирования макротрещин в образцах не было обнаружено, можно предположить, что растяжение вскрыло внутреннее циклическое разрушение по внутренним поверхностям пор и границам зерен, которое наблюдается на изломах образцов из стали 12Х18Н10Т с размером зерен 41 мкм и 81 мкм.

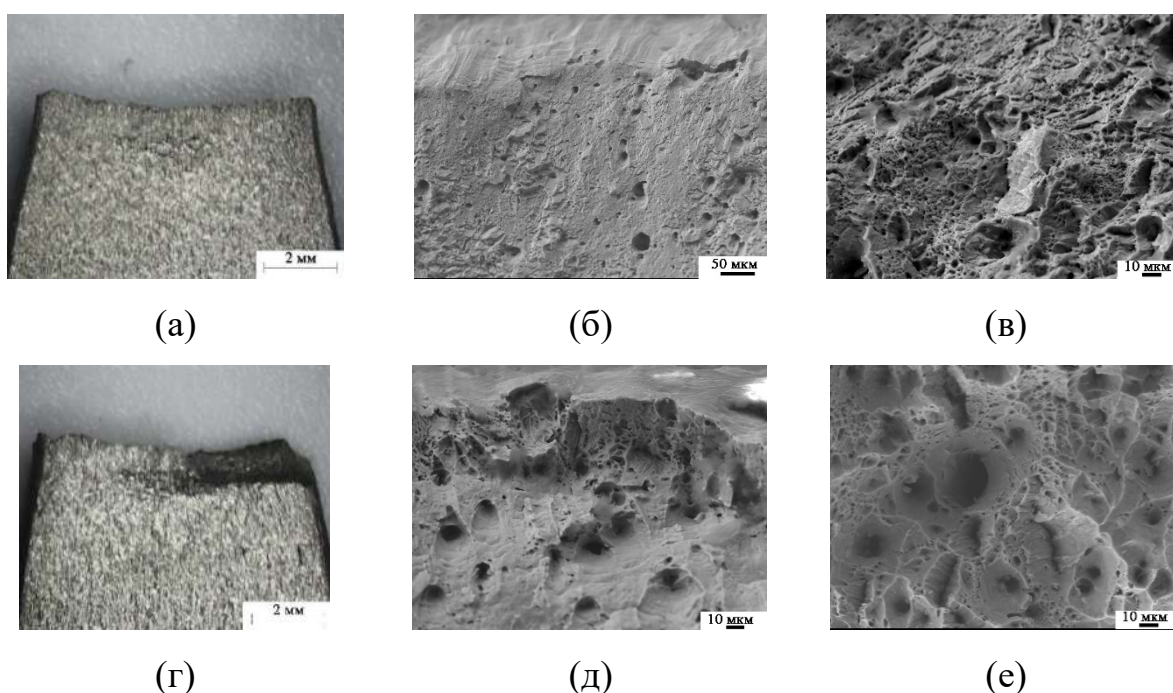
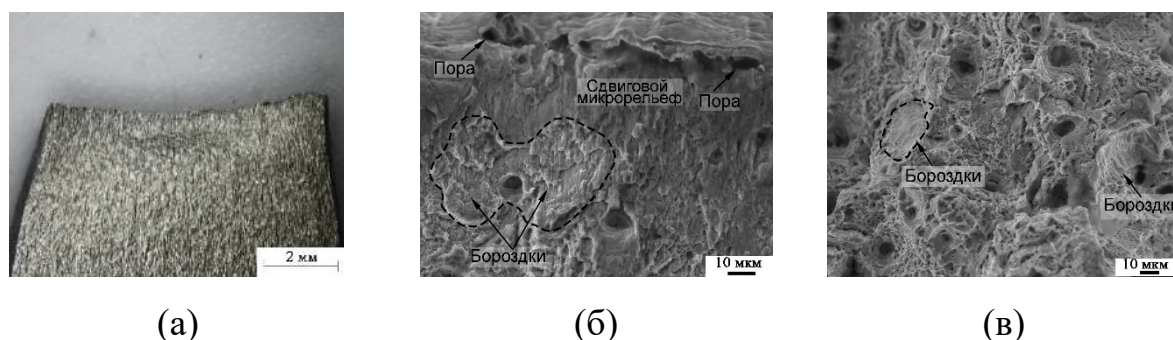
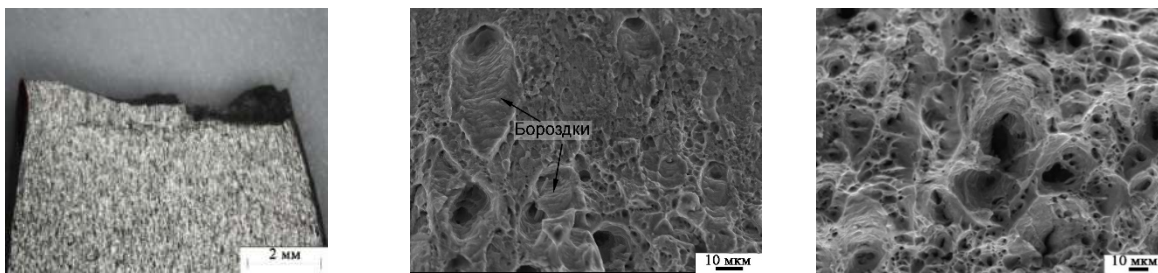


Рисунок 80. Профили и микрорельеф изломов образцов из стали **12Х18Н10Т (партия II)** с размером зерен **41мкм (а-в)** и **81мкм (г-е)** в области очага разрушения (б, д) и центральной зоны изломов (в, е) после испытаний на растяжение до разрушения





(г)

(д)

(е)

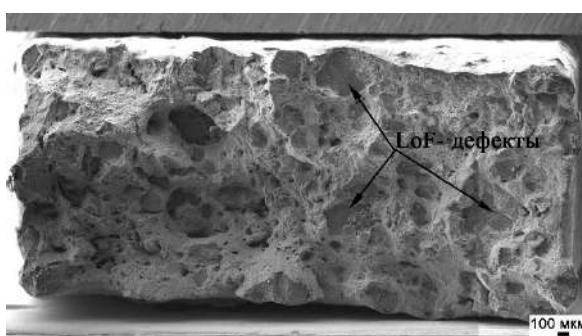
Рисунок 81. Профили и микрорельеф изломов образцов из стали **12X18H10T (партия II)** с размером зерен **41мкм (а-в)** и **81мкм (г-е)** в области очага разрушения (б, д) и центральной зоны изломов (в, е) после механической деградации до относительной долговечности $N/N_f=0,5$ с последующим растяжением до разрушения

Таким образом, установлено, что увеличение температуры закалки стали **12X18H10T (партия I)** и, как следствие, увеличение размера зерен приводит к смене вида разрушения, то есть разрушение в условиях отрыва при низкой температуре закалки сменяется сдвиговым разрушением при более высокой температуре, преимущественным механизмом разрушения является образование вязких ямок с локальными участками сдвига. Исследование изломов образцов стали **12X18H10T (партия II)** в исходном состоянии и после циклического нагружения с последующим растяжением выявило вязкий характер разрушения независимо от размера зерен и истории нагружения и обнаружило признаки циклического разрушения по внутренним поверхностям пор и зерен, наблюдаемых на изломах.

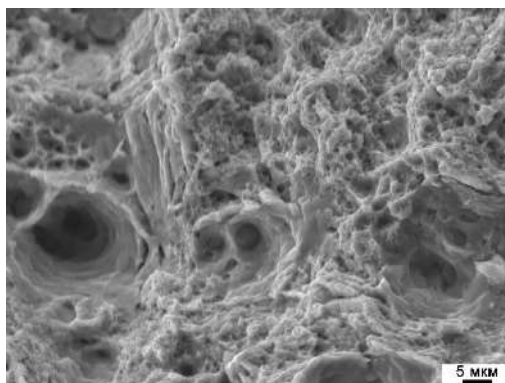
Полученная аддитивным методом аустенитная сталь 316L. В отличие от традиционной стали 12X18H10T, исследованная аддитивная сталь 316L содержит характерные технологические дефекты, которые, как было показано в разделах 4.2–4.4, оказывают существенное влияние на кинетику накопления повреждений. Ниже приведены результаты фрактографического анализа этой стали, позволяющие визуализировать роль технологических дефектов в процессе усталостной деградации.

Для изучения деградации исследуемой аддитивной стали 316L оценено влияние на макро-, микрорельф и профили изломов образцов предварительного циклического нагружения до относительной долговечности N , составляющей $N/N_f = 0, 0,3$ и $0,7$ и последующего растяжения до разрушения.

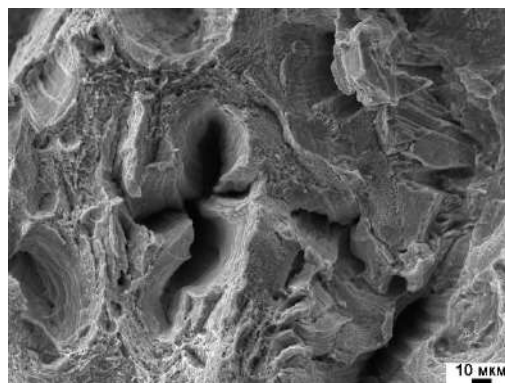
Макро - (Рисунок 82, а) и микрорельеф (Рисунок 82, б-в) аддитивной стали 316L в исходном состоянии при $N/N_f = 0$ вязкий ямочный с протяженными участками несплавления и микротрещинами расслоений. При относительной долговечности $N/N_f=0,3$ микрорельеф разрушения аддитивной стали 316L в исходном состоянии также вязкий ямочный, при этом на поверхностях LoF-дефектов несплавления и пор появляются признаки усталостного разрушения (Рисунок 83). При дальнейшем увеличении относительной долговечности до $N/N_f=0,7$ особенности изломов сохраняются, при этом предварительная деградация приводит к формированию развитой усталостной трещины, хорошо наблюдаемой на поверхности излома (Рисунок 84). Это согласуется с результатами оценки параметров АЭ и КЦИ, а именно резким ростом активности сигналов, снижением $b_{АЭ}$ -параметра и уменьшением размера зон пластической деформации (Рисунок 61, Рисунок 71).



(a)

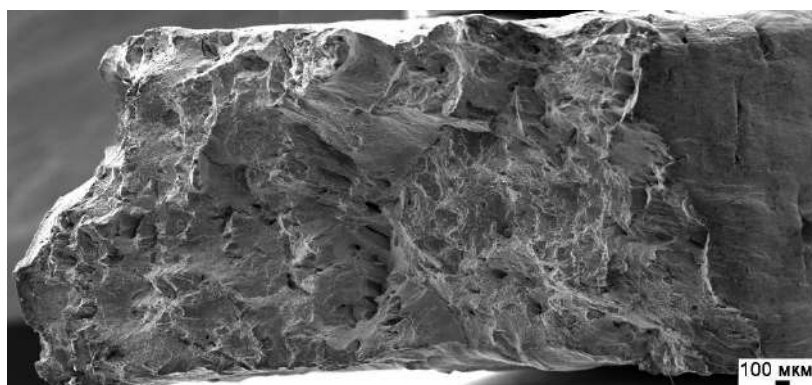


(б)

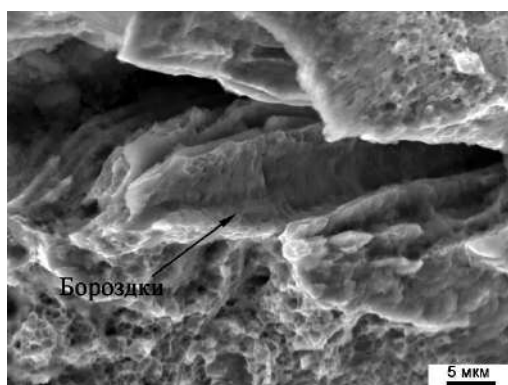


(в)

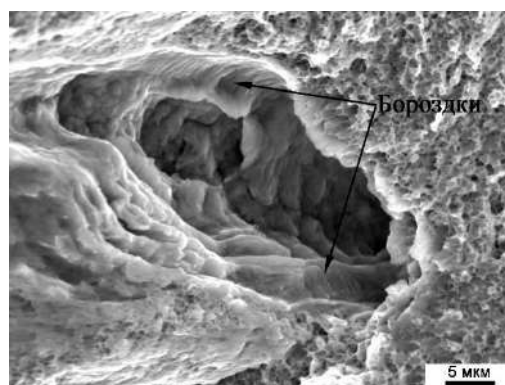
Рисунок 82. Макро- (а) и микрорельеф (б) разрушения образца из аддитивной стали 316L в исходном состоянии после испытаний на растяжение до разрушения ($N/N_f = 0$)



(а)

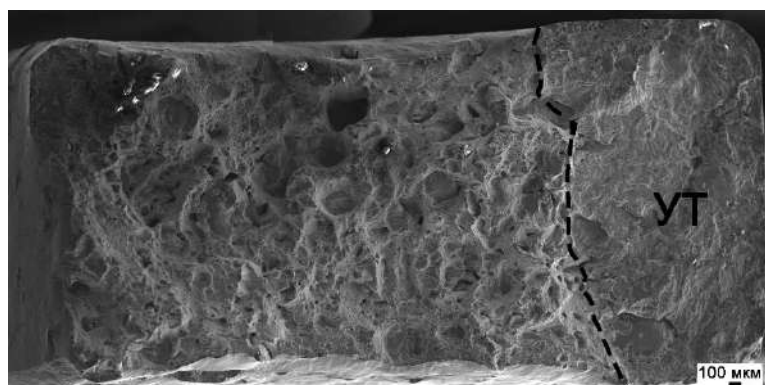


(б)

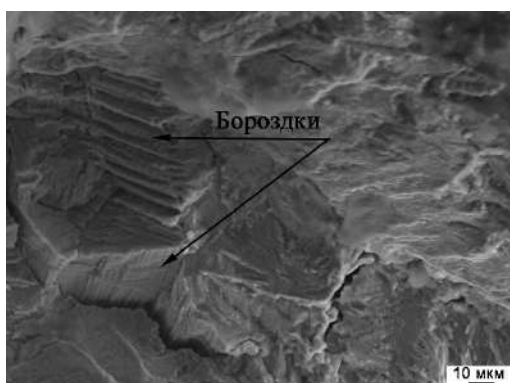


(в)

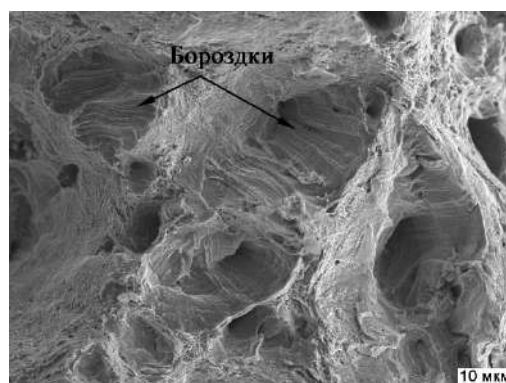
Рисунок 83. Макро- (а) и микрорельеф (б, в) разрушения образца из аддитивной стали 316L в исходном состоянии после предварительного циклирования ($N/N_f = 0.3$) с последующим растяжением до разрушения



(а)



(б)



(в)

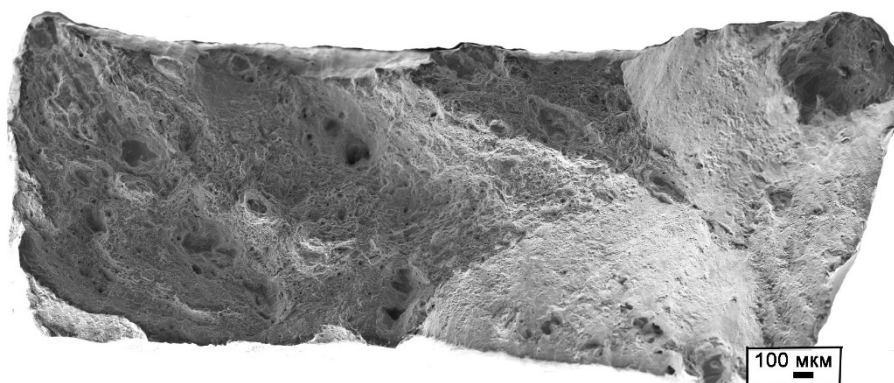
Рисунок 84. Макро – (а) и микрорельеф (б, в) разрушения образца из **аддитивной стали 316L в исходном состоянии** после предварительного циклирования ($N/N_f=0.7$) с последующим растяжением до разрушения. УТ - усталостная трещина

Описанные выше закономерности относятся к образцам из стали 316L в исходном состоянии непосредственно после селективного лазерного сплавления. Известно, однако, что последующая термическая обработка и оптимизация параметров печати способны существенно снизить количество технологических дефектов и улучшить механические свойства. Для оценки эффективности такой модификации с точки зрения усталости был проведен фрактографический анализ изломов образцов с модифицированной структурой после аналогичных режимов предварительного циклического нагружения.

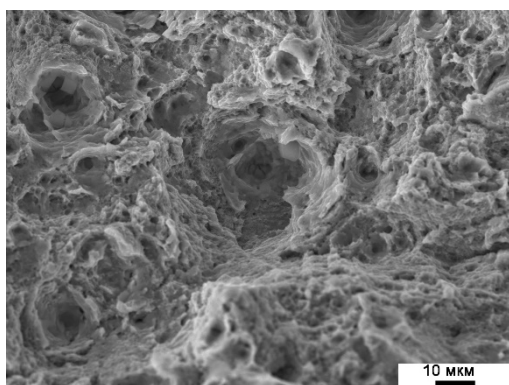
После **модификации структуры аддитивной стали 316L** общие закономерности разрушения сохраняются, хотя макроизломы характеризуется

меньшей шероховатостью и вязкостью (Рисунок 85, а-в и Рисунок 86, а, г), что сопровождается уменьшением поврежденности, наблюдаемой на боковой поверхности образцов. (Рисунок 87, Рисунок 88)

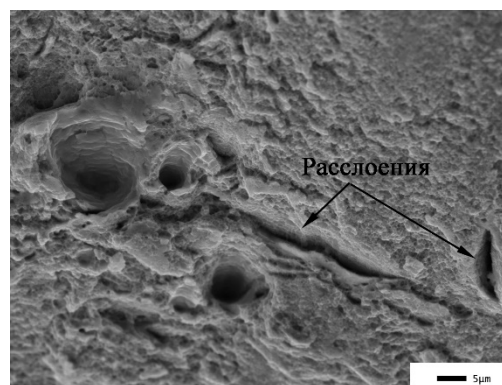
Исследование микрорельефа образцов из стали **316L** в **модифицированном структурном** состоянии после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,3$ обнаружило те же особенности, что и для исследуемой стали 316L в исходном состоянии, то есть бороздчатый микрорельеф на участках несплавления, наблюдаемых на поверхности излома, а также очаги малых усталостных трещин (Рисунок 86, б).



(а)

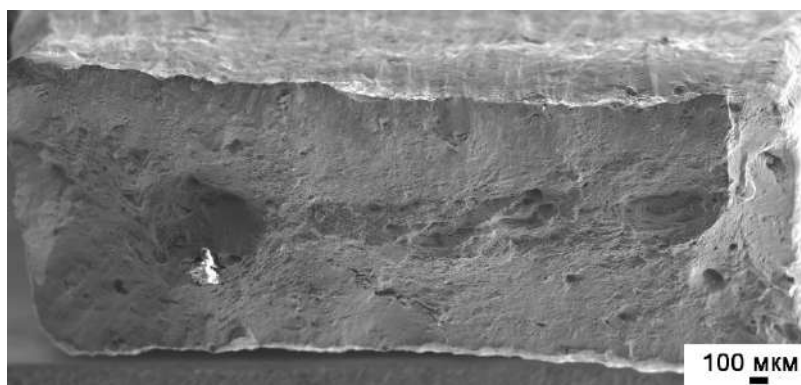


(б)

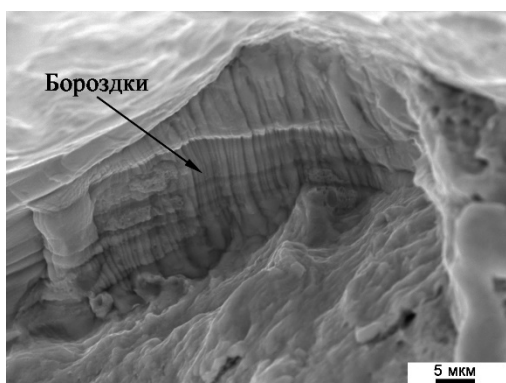


(в)

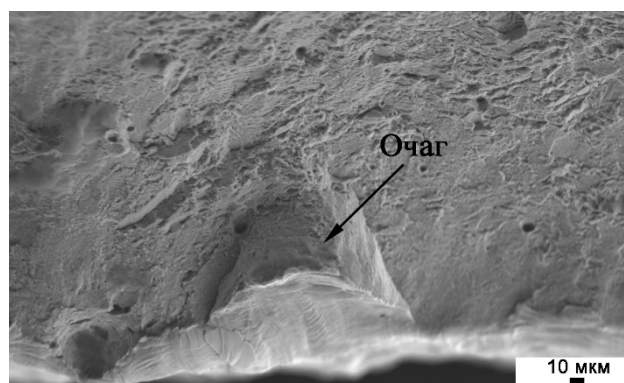
Рисунок 85. Макро – (а) и микрорельеф (б, в) разрушения образца из аддитивной стали **316L** в **модифицированном структурном состоянии** ($N/N_f=0$) после испытаний на растяжение до разрушения



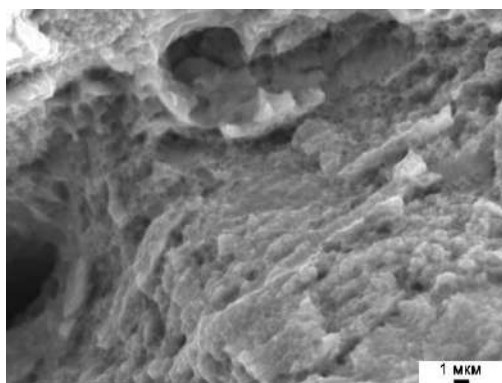
(a)



(б)



(в)

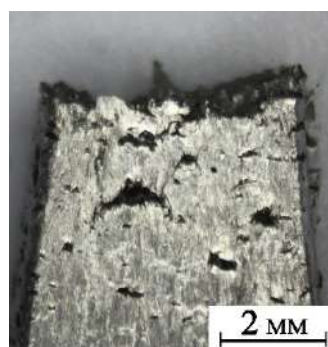


(г)

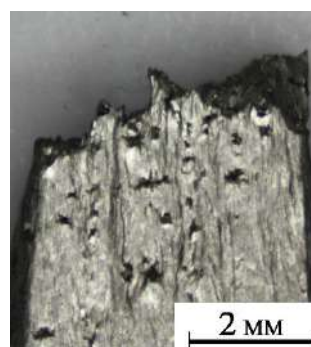
Рисунок 86. Макро- и микрорельеф разрушения **образца из аддитивной стали 316L в модифицированном структурном состоянии** после механической деградации ($N/N_f=0.3$) с последующим растяжением до разрушения

Влияние предварительной циклической деформации на характер разрушения образцов из исследуемой аддитивной стали 316L связано с развитием продольной поврежденности боковой поверхности образцов (Рисунок 87), ориентированной вдоль направления нагружения, помимо

поперечной поврежденности, наблюдаемой при растяжении образцов в исходном состоянии.



(а)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 87. Профили изломов образцов из **аддитивной стали 316L**, испытанных **в исходном** (а, б) и **модифицированном** (в, г) структурных состояниях на растяжение до (а, б) и после (в, г) предварительной механической деградации до $N/N_f=0.3$

Кроме того, наблюдение боковой поверхности образцов из исследуемой стали обнаружило регулярные полосы на боковой поверхности рабочей части образцов (Рисунок 88), образование которых, вероятно, связано с технологией послойной печати. Расстояние между полосами составляет 500 мкм.



(а)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 88. Вид профилей изломов образцов из **аддитивной стали 316L** в **исходном** (а, в) и **модифицированном** (б, г) структурных состояниях, испытанных на растяжение до и после механической деградации

Проведенный фраттографический анализ изломов образцов бейнитных сталей F500W и 15X2ГМФ, аустенитной традиционной стали 12X18Н10Т и аустенитной аддитивной стали 316L после предварительного циклического нагружения различной длительности и последующего статического растяжения позволил установить следующие закономерности.

Для бейнитных сталей (F500W и 15X2ГМФ) независимо от уровня прочности и химического состава характерно многоочаговое зарождение усталостных трещин, очаги которых локализуются преимущественно вблизи боковой поверхности образца. Основным микроскопическим признаком циклической деградации является формирование периодического бороздчатого микрорельефа на внутренних поверхностях раздела структурных составляющих - границах зерен, межфазных границах «включение-матрица», а также на поверхностях расслоений. С увеличением относительной долговечности N/N_f доля таких областей в изломе возрастает, а в стали 15X2ГМФ дополнительно фиксируется увеличение доли

квазихрупких участков, что свидетельствует о смещении вязко-хрупкого перехода в область комнатных температур под действием накопленных усталостных повреждений.

В аустенитной стали 12X18H10T исследование партии I показало, что увеличение размера зерна от 21 до 280 мкм приводит к смене макромеханизма разрушения с отрывного на сдвиговый при сохранении вязкого ямочного микрорельефа. Анализ партии II с размерами зерна 41 и 81 мкм после предварительного циклирования до $N/N_f = 0,5$ выявил появление бороздчатого микрорельефа на внутренних поверхностях пор и границах зерен, что указывает на развитие усталостных повреждений, не обнаруживаемых на макроуровне методом КЦИ. При этом макроскопический механизм разрушения остается вязким, а наблюдаемый на диаграммах растяжения перегиб в области предела текучести связывается с образованием мартенсита деформации в процессе предварительного циклирования.

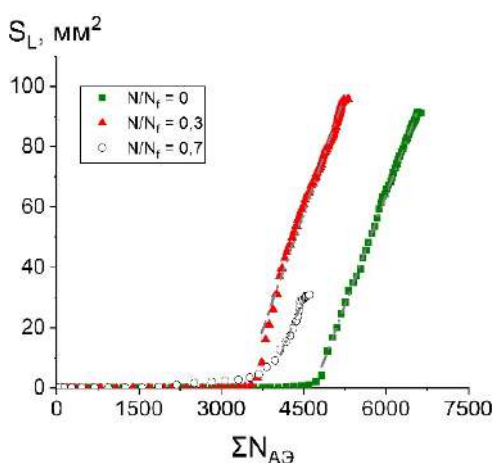
Для аддитивной стали 316L в исходном состоянии (непосредственно после СЛС) характерно наличие многочисленных технологических дефектов - пор и несплавлений, которые служат дополнительными концентраторами напряжений. При относительной долговечности $N/N_f = 0,3$ на поверхностях этих дефектов формируются усталостные бороздки, а при $N/N_f = 0,7$ в изломе отчетливо визуализируется зона стабильного роста усталостной макротрещины, что полностью согласуется с резким падением механических свойств, зафиксированным в разделе 4.2. Модификация структуры (термообработка и оптимизация параметров печати) приводит к уменьшению количества технологических дефектов, снижению шероховатости изломов и более локализованному характеру разрушения после циклической деградации.

В целом, фрактографические данные подтверждают и дополняют результаты, полученные методами акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений. Снижение суммарного числа сигналов АЭ и $b_{АЭ}$ -параметра, а также уменьшение площадей пластических зон S_L и S_H при росте N/N_f коррелируют с увеличением доли усталостных бороздок и

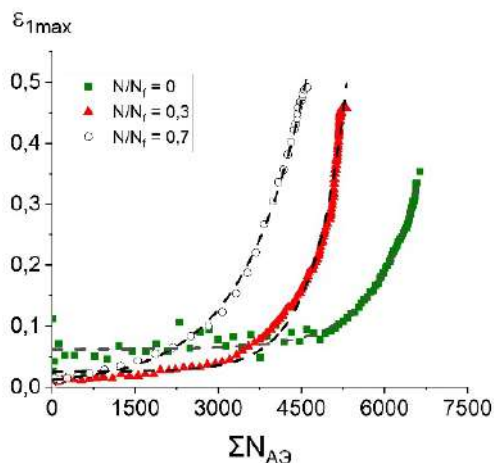
формированием макротрещины, что свидетельствует о переходе от рассеянного накопления повреждений к их локализации в очаге разрушения.

4.6. Взаимосвязь оцененных характеристик и установление критериев циклической деградации

Взаимосвязь параметров АЭ и КЦИ. Сопоставление оцененных методом КЦИ характеристик пластических зон и максимальной главной деформации с параметрами АЭ позволили установить взаимосвязь между ними, более полно характеризующую картину развития процесса разрушения [230]. Так, на рисунке 89, а, б представлены зависимости площади слабodeформированной зоны S_L и максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ от суммарного числа сигналов акустической эмиссии $\Sigma N_{\text{АЭ}}$ для стали полученной аддитивным методом стали 316L с исходной структурой до и после предварительного циклического нагружения.



(а)



(б)

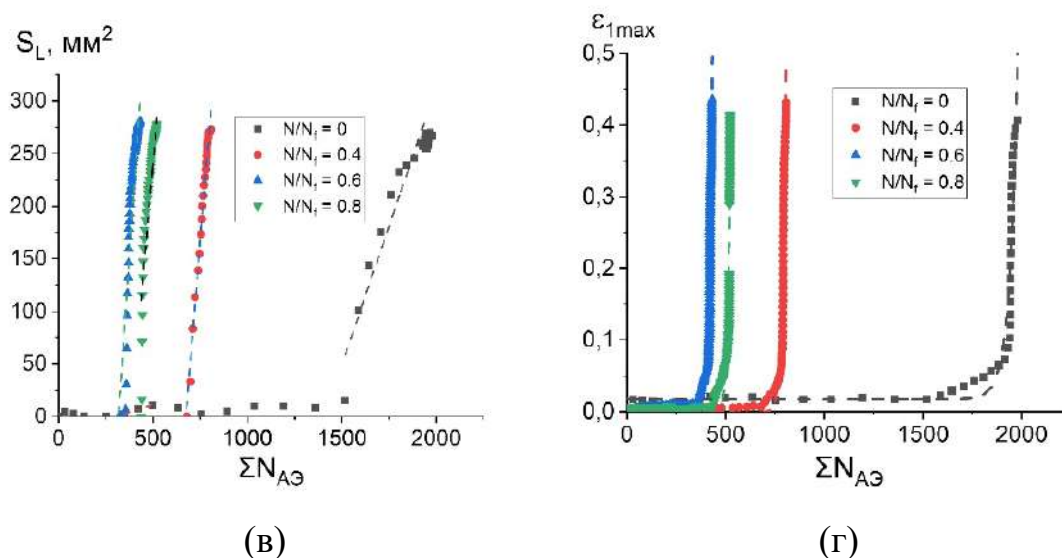


Рисунок 89. Зависимость площадей слабodeформированной пластической зоны S_L (а, в) и максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ (б, г) от суммарного числа сигналов акустической эмиссии $\Sigma N_{AЭ}$ для сталей 316L (а, б) и F500W (в, г) до и после предварительного циклического нагружения

Из графиков видно, что формирование обеих пластических зон характеризуется определенным числом сигналов акустической эмиссии, которое уменьшается с увеличением числа циклов предварительного нагружения. Причем при появлении слабodeформированной зоны (Рисунок 89, а) суммарное число сигналов отвечает перелому на зависимости $\varepsilon_{1\max} - \Sigma N_{AЭ}$ (Рисунок 89, б). Следует отметить, что при испытании образца после предварительного циклирования до $N/N_f=0,7$ формирование слабodeформированной пластической зоны происходит при значениях $\Sigma N_{AЭ}$, близких к значениям этого параметра для образца, испытанного до $N/N_f=0,3$, что можно объяснить повышением числа сигналов АЭ вследствие увеличения источников АЭ в виде развивающихся малых усталостных трещин.

Аппроксимация зависимостей на рисунке 89, а показала, что они близки к линейным с $R^2 = 0,95-0,99$, а кривые $\varepsilon_{1\max} - \Sigma N_{AЭ}$ вида $\varepsilon_{1\max} \sim b \cdot \exp(k \cdot \Sigma N_{AЭ} + t)$ удовлетворяют экспоненциальным соотношениям с $R^2 = 0,98$ с показателями функции, приведенными в таблице 18.

Таблица 18. Параметры деформированного состояния, оцененные методом КЦИ, и показатели экспоненциальной зависимости (1) при испытании образцов из сталей 316L и F500W

Материал	N/N_f	$S_L, \text{мм}^2$	$k \cdot 10^{-4} (R^2)$
316L (исходная структура)	0	91,2	12 (0,98)
	0,3	95,7	16 (0,98)
	0,7	30,7	8 (0,99)
F500W	0	267	251 (0,89)
	0,4	273	618 (0,89)
	0,6	281	765 (0,94)
	0,8	278	853 (0,90)

Из таблицы 18 следует, что коэффициент k , характеризующий скорость роста максимального значения главной деформации, является наибольшим при $N/N_f = 0,3$, при котором также наблюдаются максимальные размеры зон пластической деформации.

На рисунках 89 в, г представлены зависимости S_L и $\varepsilon_{1\max}$ от $\Sigma N_{AЭ}$, полученные для стали F500W, и в значительной степени отличающиеся от таких же зависимостей для стали 316L на рисунках 89, а, б. В этом случае скорость увеличения всех измеренных параметров существенно выше, чем при разрушении стали 316L, и влияние предварительного циклирования выражено сильнее, поскольку смещение кривых влево по оси $\Sigma N_{AЭ}$ больше.

Критерии циклической деградации. Для всех исследованных материалов можно выделить единые закономерности изменения ключевых параметров **акустической эмиссии** в зависимости от относительного числа циклов предварительного циклического нагружения N/N_f , которые можно использовать в качестве критериев циклической деградации. С увеличением длительности предварительного циклического нагружения суммарное число сигналов акустической эмиссии $\Sigma N_{AЭ}$ и их средняя активность $\dot{N}_{AЭ}$ снижаются

по экспоненциальному закону: наиболее интенсивное снижение этих параметров происходит на начальных этапах циклирования, тогда как при высоких значениях N/N_f их изменение замедляется. Амплитудный $b_{AЭ}$ -параметр и среднее значение угла нарастания RA изменяются от относительного числа циклов предварительного нагружения N/N_f по линейным зависимостям. Снижение $b_{AЭ}$ -параметра указывает на последовательную трансформацию масштаба источников акустической эмиссии в сторону преобладания крупных дефектов, что согласуется с накоплением и слиянием микротрещин. Линейный рост RA отражает увеличение вклада сигналов, характерных для трещинообразования, по сравнению с сигналами, обусловленными пластической деформацией.

Таким образом, несмотря на различие в абсолютных значениях параметров пластических зон для разных сталей, характер их изменения от относительного числа циклов предварительного нагружения является общим для всех исследованных сталей: экспоненциальное снижение $\Sigma N_{AЭ}$ и $\dot{N}_{AЭ}$ сочетается с линейным изменением $b_{AЭ}$ -параметра и RA . Это позволяет рассматривать указанные параметры как количественные критерии степени накопленной усталостной поврежденности, информативные для диагностики состояния конструкционных материалов.

Анализ результатов, представленных для всех исследованных материалов, позволяет выявить общие закономерности изменения кинетики и **количественных характеристик пластических зон** в зависимости от относительного числа циклов предварительного циклического нагружения N/N_f . Исследование методом КЦИ показало, что предварительная циклическая деградация не изменяет стадийности развития пластической деформации: во всех случаях после достижения предела текучести формируется слабodeформированная зона S_L , которая при приближении к пределу прочности выходит на плато, а затем в центральной части образца образуется и линейно растет сильнодеформированная зона S_H . Однако количественные параметры этих зон в момент разрушения закономерно изменяются с ростом

N/N_f . С увеличением степени предварительного циклирования наблюдается тенденция к уменьшению площади как S_L , так и S_H . Наиболее отчетливо это проявляется для аустенитных сталей (12X18H10T и 316L). Для бейнитных сталей (F500W и 15X2ГМФ) изменения носят менее выраженный характер, однако при достижении высоких значений N/N_f (0,7-0,8) также фиксируется уменьшение размеров пластических зон, что свидетельствует о большей локализации деформации. Максимальное значение главной деформации $\varepsilon_{1\max}$, достигаемое в зоне разрушения увеличивается с ростом N/N_f для большинства исследуемых материалов. Уменьшение этого параметра для стали 12X18H10T при $N/N_f = 0,5$ может быть связано с образованием мартенсита деформации. Важно отметить, что характер зависимостей параметров пластических зон от N/N_f различается: площади зон S_L и S_H изменяются по линейным или близким к линейным законам, тогда как максимальная главная деформация $\varepsilon_{1\max}$ демонстрирует более сложное поведение.

Таким образом, несмотря на различие в абсолютных значениях параметров для разных сталей, характер их изменения от относительного числа циклов предварительного нагружения является общим для большинства исследованных сталей: увеличение максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ и снижение площадей пластических зон S_L и S_H . Это позволяет рассматривать указанные параметры как количественные критерии степени накопленной усталостной поврежденности, информативные для диагностики состояния конструкционных материалов.

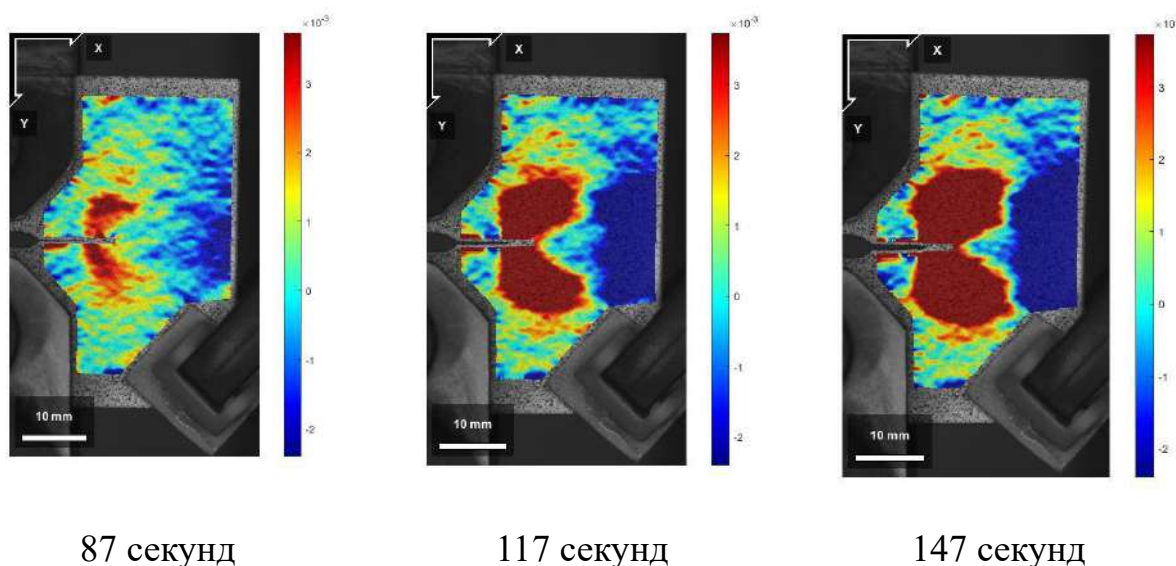
4.7. Работа разрушения как информативный параметр циклической деградации материала

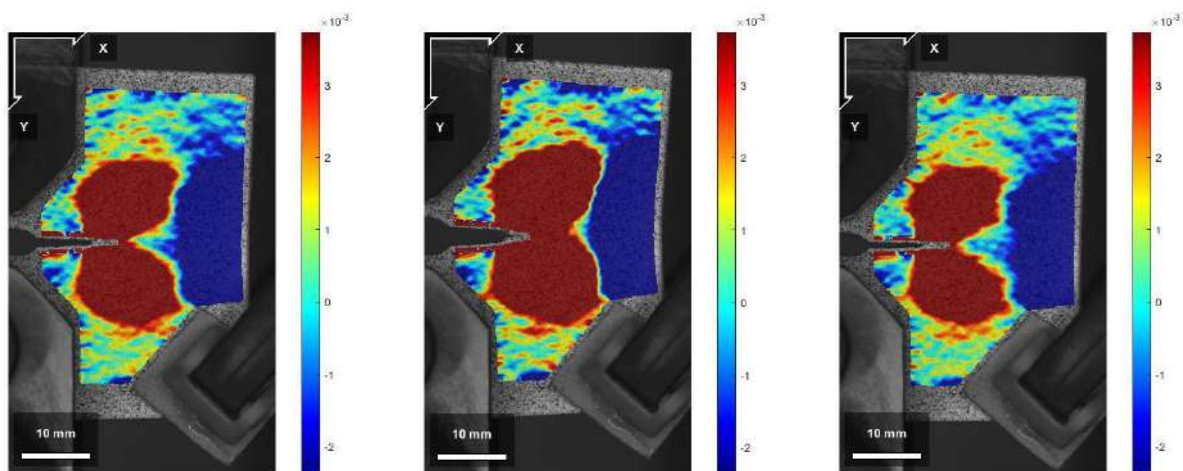
На рисунках 44 и 46, а также в таблицах 6 - 9 представлены значения полной работы разрушения исследованных материалов, оцененной по площади под кривой деформации, в зависимости от относительного числа циклов предварительного нагружения. Из этих данных следует, что нерегулярные изменения работы разрушения при значениях N/N_f , равных 0,3-0,5, заканчиваются ее снижением при $N/N_f \sim 0,7-0,8$. Для оценки

дефектостойкости материалов на разных стадиях разрушения был использован J^* -параметр, близкий по физическому смыслу параметру нелинейной механики разрушения – J -интегралу.

Следует отметить, что появление нового метода оценки характеристик поля деформации (корреляции цифровых изображений) позволило одновременно с нагрузкой получать информацию о длине трещины и размере зоны пластической деформации (рисунок 90), что способствовало увеличению возможностей количественного описания процесса разрушения материалов с различным уровнем пластичности, уточнению методов оценки характеристик и стадийности разрушения, а также верификации предложенных моделей.

Использование метода акустической эмиссии (АЭ) одновременно с КЦИ вносит существенные дополнения в картину разрушения. Как видно из рисунка 91, при испытании компактных образцов, наблюдаются те же особенности, что и при испытании корсетных образцов: появление полки на временной зависимости суммарного числа сигналов ($\Sigma N_{\text{АЭ}}$) отвечает снижению $b_{\text{АЭ}}$ - и $N_{\text{АЭ}}$ параметров, предшествующему периоду затишья и приближению к плато на временной зависимости размера пластической зоны.



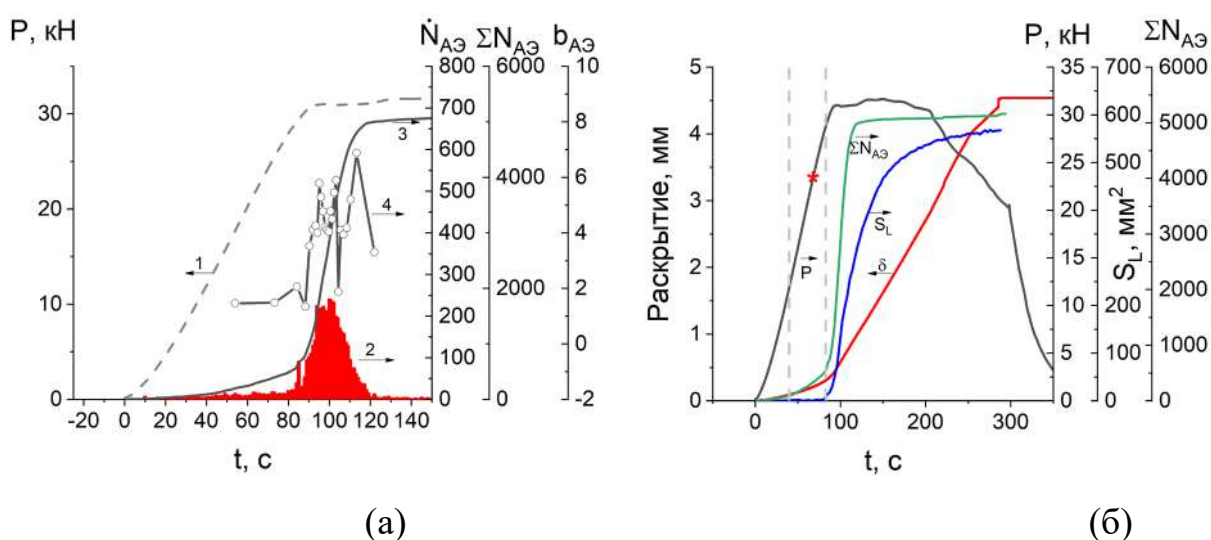


177 секунд

267 секунд

288 секунд

Рисунок 90. Кинетика зон пластической деформации и раскрытия трещины в компактном образце из стали 20 при растяжении



(а)

(б)

Рисунок 91. Временные зависимости изменения нагрузки (1), активности (2), суммарного числа сигналов (3) АЭ и $b_{AЭ}$ -параметра (4) (а), а также раскрытия в вершине трещины, нагрузки, площади пластической зоны и суммарного числа событий акустической эмиссии (б) при растяжении компактного образца из стали 20. Знаком * обозначена нагрузка P_Q .

Оцененное по стандартной методике расчетное значение статической трещиностойкости составило $K_Q = 67,9 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$, но при этом условие корректности по ГОСТ 25.506-85 выполнено не было.

По раскрытию и длине трещины компактного образца из стали 20, полученным по данным КЦИ, с учетом требований ГОСТ 25.506-85 был выполнен расчет энергетической характеристики трещиностойкости – J -интеграла. Критическое значение J -интеграла с учетом всех условий корректности его определения (по размеру образца, коэффициенту детерминации регрессии, числе экспериментальных точек) составило $J_{lc} = 34,8$ кДж/м².

Однако, оценка удельной энергии деформации важна на всех стадиях развития разрушения, поскольку она позволяет связать этот параметр с особенностями изменения структуры и механизма разрушения.

Поэтому в работе [231] предложено использовать J -интеграл для установления взаимосвязи этой характеристики нелинейной механики разрушения с параметрами множественного разрушения на всех стадиях деформирования образца из стали 20 в виде пластины с боковым надрезом [232]. Для этого была построена зависимость J -интеграла от относительной нагрузки P/P_{max} , на которой выделены стадии, соответствующие зарождению микротрещин, их слиянию и страгиванию макротрещины (Рисунок 92). Кроме того, были определены значения J -интеграла (J_1 и J_2), отвечающие этим стадиям и характеризующие *дефектостойкость материала*, поскольку они соответствуют работе пластической деформации на стадии зарождения дефектов в пластической зоне и стадии перехода к процессу взаимодействия дефектов.

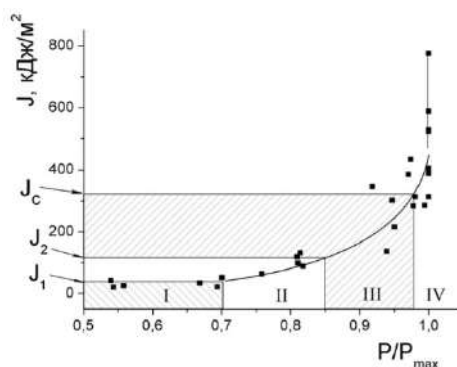


Рисунок 92. Зависимость J -интеграла от отношения текущей нагрузки к максимальной ($P/P_{\max}$) при растяжении пластины с боковым надрезом из стали 20

Исследование картин поврежденности при развитии разрушения образца [231] показало, что на стадии I при $P/P_{\max} > 0,35$ и $J < J_1$ формируется пластическая зона в вершине надреза образца со следами скольжения; на стадии II при $0,7 < P/P_{\max} < 0,85$ и $J_1 < J < J_2$ происходит увеличение размера пластической зоны и накопление в ней микротрещин размером 4 – 5 мкм. В начале стадии III слияния микротрещин, при $P/P_{\max} \approx 0,85$ и $J_2 < J < J_c$, плотность микротрещин достигает максимальной величины, начинается процесс их слияния, что приводит к формированию макротрещины в вершине надреза при нагрузке, близкой к $P_{\max}$, при этом рост размера пластической зоны и плотности микротрещин в зоне замедляются. На стадии IV локализованного разрушения макротрещина страгивается (при $P/P_{\max} \approx 0,95 \div 1$ и $J > J_c$), происходит падение плотности микротрещин, площадь поврежденной поверхности S^* растет до значений 60 – 70% за счет увеличения раскрытия микротрещин.

Итак, параметры J_1 и J_2 характеризуют дефектостойкость материала на этапе накопления множественной поврежденности в пластической зоне, в отличие от критерия J_c , определяющего его трещиностойкость. Указанные характеристики могут быть использованы для управления структурой с целью создания материала с повышенными характеристиками сопротивления зарождению и слиянию микротрещин.

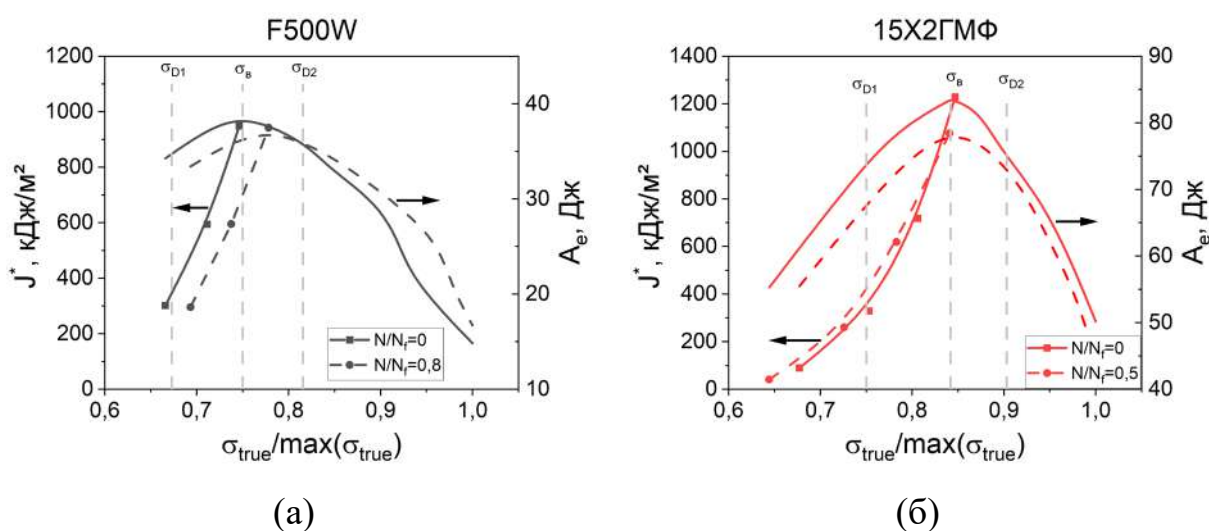
Описанный выше подход был использован для оценки энергоемкости разрушения корсетных образцов из сталей F500W, 15X2ГМФ, 12X18Н10Т и 316L до и после предварительного циклического нагружения. Поскольку эти образцы не имели надреза, для оценки полной энергии деформации использовали параметр, аналогичный по физическому смыслу J -интегралу и определяемый по работе разрушения и площади пластической зоны (11):

$$J^* = \frac{A_p}{t\sqrt{S_L}}, \quad (11)$$

где S_L – площадь слабдеформированной пластической зоны, измеренная методом КЦИ, t – толщина образца.

Разделение полной работы разрушения на упругую и пластическую составляющие позволяет оценить изменение этих работ в результате циклической деградации и на разных стадиях последующего растяжения.

Оцененные значения J^* -интеграла по вышеприведенному соотношению, а также зависимости J^* и упругой составляющей A_e работы разрушения были построены от относительного значения напряжения, определенного при построении кривой деформации в истинных координатах σ_{true} (Рисунок 93). Такой подход, в отличие от вышеописанных результатов, полученных в работе [231], позволяет учитывать отличия в геометрии образцов и расширяет диапазон оценки вышеприведенных характеристик.



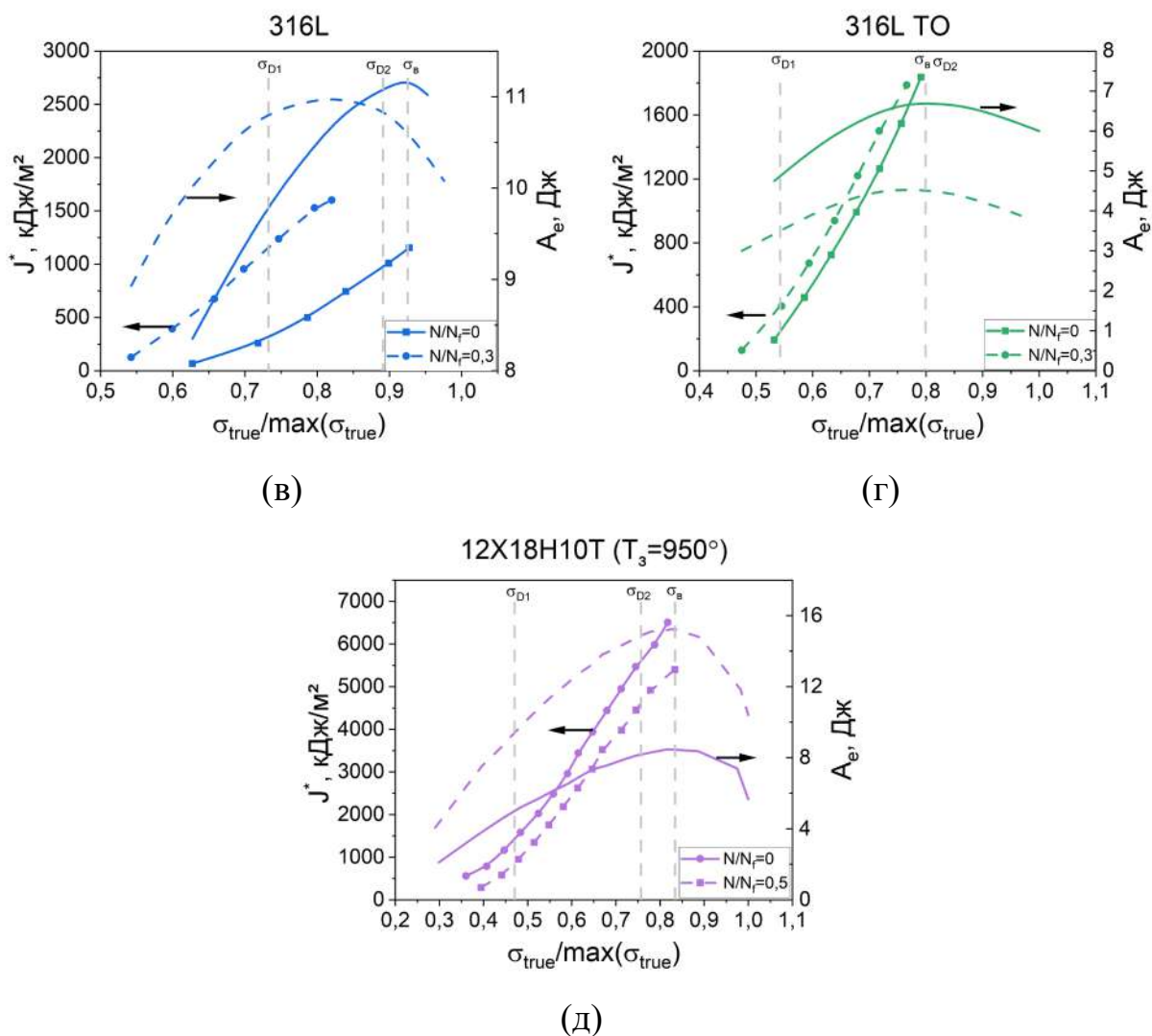


Рисунок 93. Зависимости J^* -интеграла и упругой составляющей работы разрушения A_e от относительного значения напряжения, определенного при построении кривой деформации в истинных координатах. Штриховыми кривыми отмечены зависимости, полученные после предварительного циклирования (границы стадий проставлены для образцов в исходном состоянии $N/N_f=0$)

Анализ полученных результатов показывает, что циклическая деградация может приводить как к увеличению J^* -интеграла (при испытании сталей 15Х2ГМФ и 316L в обоих состояниях – рисунок 93, б - г), так и к его снижению (при испытании сталей F500 и 12Х18Н10Т – рисунок. 93, а, д). При этом степень изменения J^* -интеграла существенно отличается: если при испытании стали 15Х2ГМФ J^* -интеграл незначительно увеличивается, то при

испытании стали 316L эта характеристика существенно увеличивается, а при испытании стали 12X18H10T – снижается.

Однако наибольшее влияние предварительное циклическое нагружение оказывает на упругую составляющую работы разрушения A_e при испытании аустенитной стали 316L аддитивного производства с исходной и модифицированной структурой, а также при испытании стали 12X18H10T с малым размером зерен: A_e снижается при испытании стали 316L ТО и повышается при испытании сталей 12X18H10T и 316L на ранней стадии ее нагружения. Следует также отметить, что пики зависимостей A_e от относительного значения σ_{true} , построенные для стали 316L в обоих структурных состояниях, смещены влево – на более раннюю стадию разрушения.

Повышение работы упругой деформации при испытании стали 12X18H10T, по всей видимости, связано с образованием мартенсита деформации, а смещение зависимостей упругой работы разрушения влево при испытании стали 316L может быть следствием влияния технологических дефектов (микротрещин по границам ванн расплава и несплавлений). Наблюдаемое снижение A_e при испытании стали 316L ТО, вероятно, обусловлено, уменьшением технологических дефектов и величины остаточных напряжений после термической обработки.

Помимо этого, оценка J^* -параметра позволяет выявить стадийность его изменения во всем диапазоне процесса развития разрушения.

Выводы по главе 4

1. Проведены циклические испытания исследуемых сталей (F500W, 15X2ГМФ, 12X18H10T и 316L) до разрушения с построением кривой усталости, а также предварительные циклические испытания до различных значений относительной долговечности с целью введения циклической деградации материалов и последующего растяжения до разрушения с

синхронной регистрацией параметров акустической эмиссии и полей локализованной деформации.

2. Выявлены механические и физические характеристики, чувствительные к величине предварительного циклического нагружения, включающие пределы прочности, текучести и отношения предела прочности к пределу текучести, суммарное число $\Sigma N_{AЭ}$ и активность $\dot{N}_{AЭ}$ сигналов АЭ, $b_{AЭ}$ и RA – параметры, размеры пластических зон S_L и S_H , максимальные значения главной деформации ε_{1max} . Эти параметры предложено использовать в качестве критериев диагностики циклической деградации материалов.

3. Установлены общие закономерности изменения механических и физических свойств исследуемых материалов в результате циклической деградации: снижение с ростом относительной долговечности N/N_f суммарного числа $\Sigma N_{AЭ}$ и активности $\dot{N}_{AЭ}$ акустических сигналов, $b_{AЭ}$ – параметра, площади пластических зон S_L , S_H и максимальной главной деформации ε_{1max} , и увеличение угла нарастания RA АЭ-сигналов. Перечисленные изменения связаны с увеличением размера дефектов и развитием трещинообразования.

4. Установлено, что влияние предварительного циклического нагружения на механические свойства сталей зависит от их микроструктуры и технологии получения. При растяжении бейнитных сталей F500W и 15X2ГМФ после циклирования наблюдается чередование стадий упрочнения и разупрочнения, а аустенитные стали 12X18Н10Т и 316L упрочняются.

5. Фрактографический анализ подтвердил накопление усталостных повреждений после циклического нагружения: во всех исследованных сталях обнаружены многоочаговые трещины с бороздчатым рельефом на границах структурных составляющих, что приводит к снижению $\Sigma N_{AЭ}$, $b_{AЭ}$ и росту среднего значения RA .

6. Установлена количественная взаимосвязь параметров циклической деградации, оцененных методами АЭ и КЦИ при испытании сталей F500W и 316L. Показано, что зависимость ε_{1max} от суммарного числа

сигналов $\Sigma N_{AЭ}$ описывается экспоненциальной функцией, показатель которой чувствителен к степени деградации, а связь площади слабдеформированной пластической зоны S_L с $\Sigma N_{AЭ}$ близка к линейной.

7. Продемонстрирована полезность использования КЦИ для оценки параметров трещиностойкости (K_Q и J_{Ic}) при растяжении компактных образцов из стали 20.

8. Оценена полная работа разрушения при испытании корсетных образцов из исследованных сталей и ее составляющие – работа пластической и упругой деформации. Для оценки полной работы деформации использовали J^* -параметр, аналогичный по физическому смыслу J -интегралу и определяемый по работе разрушения и площади пластической зоны.

9. Показано, что наибольшее влияние предварительное циклическое нагружение оказывает на упругую составляющую работы разрушения A_e при испытании аустенитной стали 316L аддитивного производства, а также при испытании стали 12X18H10T с малым размером зерен: A_e снижается при испытании стали 316L ТО и повышается при испытании сталей 12X18H10T и 316L на ранней стадии ее нагружения. Наблюдаемый эффект, вероятно, связан с влиянием технологических дефектов в стали 316L (микротрещин по границам ванн расплава и несплавлений) и образованием мартенсита деформации при испытании стали 12X18H10T.

Глава 5. Апробация установленных критериев деградации на примере стали 15X13H2, подвергнутой коррозионным испытаниям

В предыдущих главах установлено, что деградация конструкционных сталей при предварительном циклическом нагружении закономерно отражается в снижении параметров акустической эмиссии ($\Sigma N_{АЭ}$, $\dot{N}_{АЭ}$, $b_{АЭ}$), изменении характеристик пластических зон (ε_{lmax} , S_L , S_H) и сохранении стадийности процесса разрушения. Разработанный комплекс критериев ориентирован на физические признаки накопленной поврежденности - изменение дефектной структуры и исчерпание пластического ресурса, - которые должны проявляться независимо от конкретного механизма деградации.

Для проверки этого положения в настоящей главе рассматривается принципиально иной вид деградации - коррозия под напряжением в сероводородсодержащей среде [233]. В качестве объекта исследования использовали корсетные образцы из мартенситной нержавеющей стали 15X13H2 - материала обсадных труб и запорно-регулирующей арматуры нефтегазовой отрасли, эксплуатируемый в условиях контакта с агрессивными средами. Методика последующих испытаний на растяжение с регистрацией параметров АЭ и КЦИ аналогична описанной в разделе 2.2.

5.1. Результаты механических испытаний

Результаты испытаний исходных образцов и образцов после выдержки в среде H_2S представлены в таблице 19.

**Таблица 19. Механические свойства образцов из стали 15Х13Н2 в
исходном состоянии и после коррозионных испытаний**

Состояние	Тип образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	A_r, Дж
Исходное	Корсетный	751	861	0,87	41,2
После выдержки		710	831	0,85	41,4

Из таблицы 19 следует, что выдержка в среде H_2S приводит к снижению предела прочности корсетных образцов (с 861 до 829–831 МПа) и работы разрушения A_r (с 41,2 до 33,8–41,4 Дж). Отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ снижается с 0,87 до 0,84–0,85, что указывает на снижение способности к деформационному упрочнению вследствие наводороживания. Качественный характер изменений согласуется с закономерностями, установленными при предварительном циклическом нагружении (раздел 4.2): снижение работы разрушения при сравнительно небольшом изменении предела прочности.

5.2. Параметры акустической эмиссии

На основе анализа второй производной кривой нагружения для всех испытанных образцов были выделены пять стадий разрушения, аналогичных установленным в главе 3. На рис. представлены деформационные зависимости параметров АЭ для исходного образца и образца после выдержки.

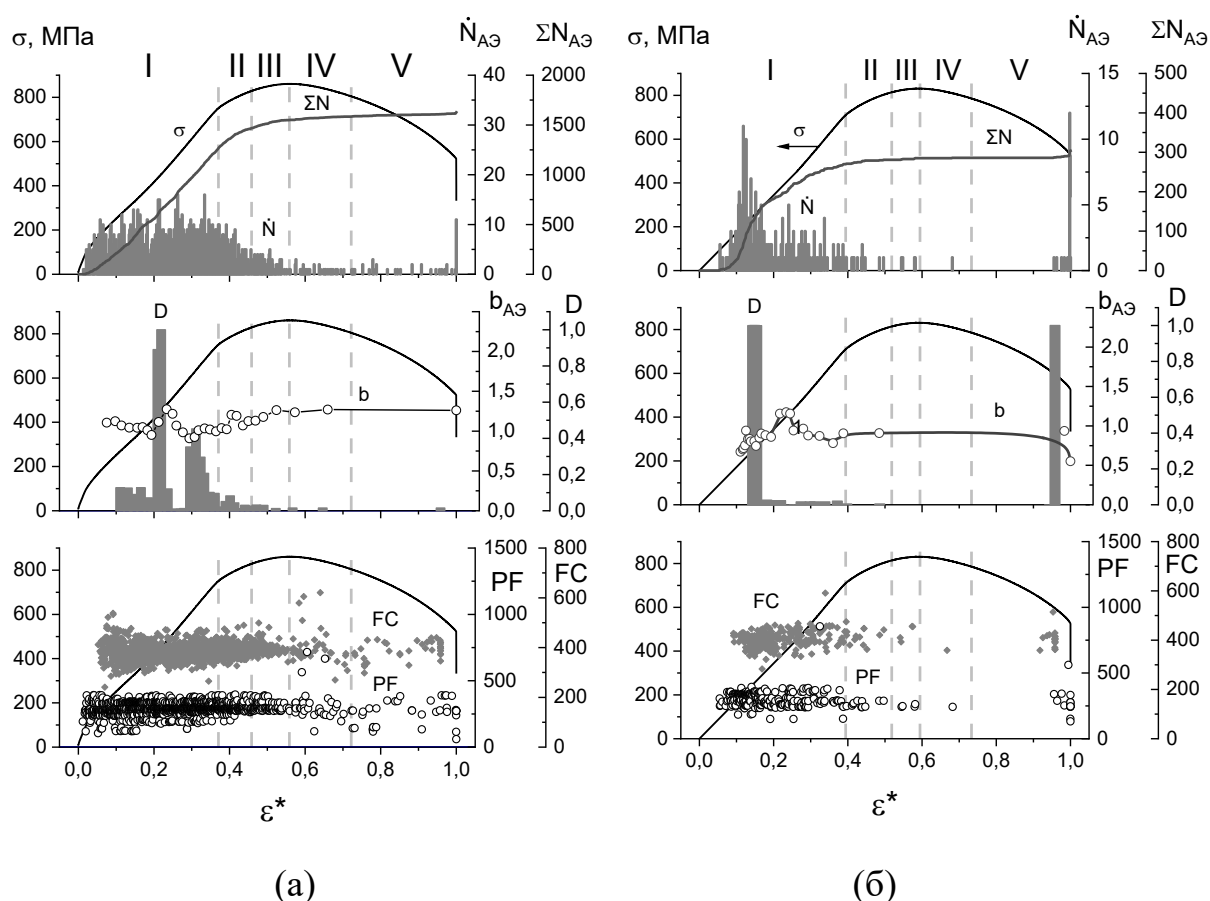


Рисунок 94. Деформационные зависимости напряжения σ и параметров АЭ ($\dot{N}_{AЭ}$, $\Sigma N_{AЭ}$, D) для образца в исходном состоянии (а) и после выдержки в среде NACE TM0177 (б)

Выдержка образца при нагрузке в среде H_2S приводит к уменьшению активности АЭ на упругой стадии I по сравнению с исходным образцом и снижению доли высокоамплитудных сигналов, о чем свидетельствует падение параметра D . Как в исходном, так и в деградированном образце на стадиях III-V наблюдается период акустического затишья; его продолжительность для образца после выдержки больше, что объясняется эффектом Кайзера: при повторном нагружении материала, уже испытанного при изгибе в ходе коррозионных испытаний, акустическая эмиссия подавляется до тех пор, пока напряжение не превысит достигнутый ранее уровень. Частотные характеристики сигналов обоих образцов близки: пиковая частота PF преимущественно находится в диапазоне 300–500 кГц.

Сводные значения параметров АЭ приведены в таблице 19. Дegrадация материала в коррозионной среде привела к значительному уменьшению $\Sigma N_{AЭ}$ (с 1626 до 304-566, т.е. в 3-5 раз), средней активности $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$ (с 3,12 до 0,56-1,42 с^{-1}) и $b_{AЭ}$ -параметра (с 1,21 до 0,55-0,82). Одновременно наблюдается рост среднего значения частотного центроида $\langle FC \rangle$ – с 384 до 401-437 кГц. Снижение $b_{AЭ}$ при росте $\langle FC \rangle$ свидетельствует об увеличении среднего размера дефектов и возрастании поврежденности, что качественно совпадает с закономерностями, выявленными после циклической дегрaдации.

5.3. Характеристики поля деформаций по данным КЦИ

Деформационные зависимости параметров КЦИ для образцов в исходном состоянии и после выдержки в среде представлены на рисунке .

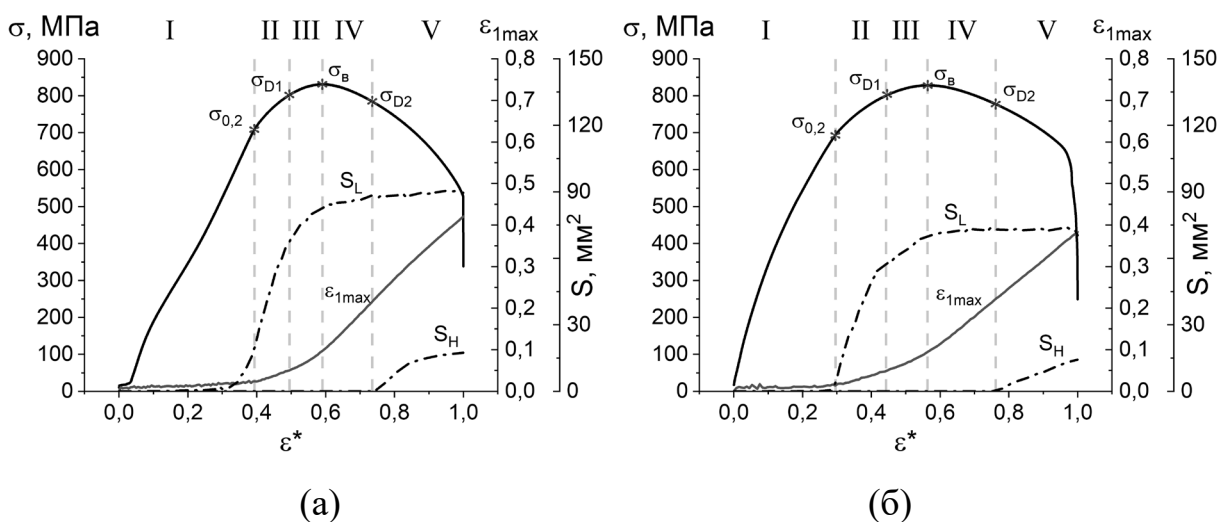


Рисунок 95. Деформационные зависимости напряжения σ и параметров КЦИ ($\varepsilon_{1\max}$, S_L , S_H) для образца в исходном состоянии (а) и образца после выдержки в среде NACE TM0177 (б)

Качественный характер зависимостей сохраняется: появление S_L - на стадии II, формирование S_H - на стадиях III–IV, интенсивный рост $\varepsilon_{1\max}$ - на стадиях IV-V. Выдержка в коррозионной среде не нарушает стадийности процесса разрушения.

Количественный анализ (Таблица 20) фиксирует снижение $\varepsilon_{1\max}$ после выдержки (с 0,426 до 0,383-0,421), уменьшение S_L (с 93,5 до 70,3-89,5 мм^2) и S_H (с 16,5 до 14,2 мм^2). Уменьшение S_L и $\varepsilon_{1\max}$ согласуется со снижением

работы разрушения (Таблица 19) и отражает сокращение пластического ресурса вследствие наводороживания и образования микротрещин коррозионного происхождения.

Таблица 20. Параметры АЭ и КЦИ при испытании образцов из стали 15X13H2 в исходном состоянии и после коррозионных испытаний

$\langle \dot{N}_{\text{АЭ}} \rangle, \text{с}^{-1}$	$\Sigma N_{\text{АЭ}}$	$\langle FC \rangle, \text{кГц}$	$b_{\text{АЭ}}$	$\epsilon_{1\text{max}}$	$S_L, \text{мм}^2$	$S_H, \text{мм}^2$
3,12	1626	384	1,21	0,426	93,5	16,5
1,42	566	437	0,55	0,383	70,3	14,2

5.4. Анализ критериев деградации в условиях коррозии под напряжением

Полученные результаты позволяют провести прямое сопоставление с полученными ранее данными. Снижение $\Sigma N_{\text{АЭ}}$, $\langle \dot{N}_{\text{АЭ}} \rangle$ и $b_{\text{АЭ}}$ при коррозионной деградации стали 15X13H2 воспроизводит закономерности, выявленные при предварительном циклическом нагружении сталей F500W, 15X2ГМФ, 12X18H10T и 316L; одновременный рост $\langle FC \rangle$ является дополнительным признаком увеличения размера дефектов. Снижение S_L и S_H согласуется с уменьшением работы разрушения и подтверждает наблюдение раздела 4.4, посвященного циклической деградации: эти характеристики служат надежным индикатором исчерпания пластического ресурса. Для стали 15X13H2 в обоих состояниях сохраняются все пять стадий разрушения, что подтверждает универсальность подхода, основанного на анализе производных кривой нагружения. Отдельно стоит отметить наличие зоны акустического затишья, длительность которой увеличилась после коррозионного воздействия.

Выводы по главе 5

1. Выдержка стали 15X13H2 в среде сероводорода в условиях четырехточечного изгиба ($\sigma = 0,2\sigma_T$, 360 ч) приводит к снижению предела прочности, относительного удлинения и работы разрушения. Уменьшение A_p для пятикратных плоских образцов составляет 57 %. Рост отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ с 0,86 до 0,91 свидетельствует о снижении способности к деформационному упрочнению вследствие наводороживания.

2. Стадийность процесса разрушения сохраняется как для исходных, так и для деградированных образцов: методом анализа второй производной кривой нагружения выделены все пять стадий развития разрушения, аналогичных установленным (глава 3) при исследовании процесса циклической деградации.

3. Коррозионная деградация вызывает значительное снижение параметров АЭ: $\Sigma N_{AЭ}$ - в 3-5 раз, $\dot{N}_{AЭ}$ - в 2-5 раз, $b_{AЭ}$ - с 1,21 до 0,55-0,82 и увеличение частотного центроида $\langle FC \rangle$ с 384 до 401-437 кГц, свидетельствующее об увеличении среднего размера дефектов.

4. В условиях коррозии, как и при циклическом нагружении и растяжении обнаружено акустическое затишье, продолжительность которого растет после выдержки в среде, возможно вследствие эффекта Кайзера.

5. Метод КЦИ фиксирует снижение ε_{1max} и площади S_L после коррозионных испытаний, согласующееся с уменьшением работы разрушения.

6. Полученные результаты свидетельствуют об общих закономерностях изменения параметров акустической эмиссии ($\Sigma N_{AЭ}$, $\dot{N}_{AЭ}$, $b_{AЭ}$) и характеристик пластических зон (ε_{1max} , S_L , S_H) в результате циклической и коррозионной деградации: их снижение является надежным индикатором накопленной поврежденности независимо от механизма деградации.

Заключение

Основные результаты, полученные в настоящей диссертационной работе, состоят в следующем:

1. На основе анализа современного состояния исследований обоснована перспективность совместного применения методов акустической эмиссии (АЭ) и корреляции цифровых изображений (КЦИ) для оценки деградации конструкционных материалов с различной микроструктурой.
2. Проведено исследование циклической деградации сталей с различной микроструктурой и технологией изготовления: бейнитных F500W и 15X2ГМФ, аустенитных 12X18Н10Т (с различным размером зерна) и стали 316L, полученной методом селективного лазерного сплавления. Выполнены циклические испытания корсетных образцов до разрушения с построением кривых усталости и предварительное циклирование до различных значений относительной долговечности. Последующее статическое растяжение проведено с синхронной регистрацией параметров акустической эмиссии и полей локализованной деформации методом корреляции цифровых изображений.
3. Для бейнитных и аустенитных сталей получены деформационные зависимости комплекса информативных параметров АЭ (суммарного числа событий, активности, $b_{\text{АЭ}}$ -параметра, частотного центроида, пиковой частоты) и КЦИ (главной деформации, размеров слабо- и сильнодеформированной пластических зон) при статическом растяжении. Установлена стадийность процесса разрушения и определена характерная точка σ_{D2} на диаграмме деформации, соответствующая началу формирования сильнодеформированной пластической зоны.
4. Показано, что наблюдаемый при испытании бейнитных сталей период акустического затишья связан с началом образования слабodeформированной пластической зоны, что подтверждает гипотезу о его связи с локализацией пластической деформации. Отсутствие акустического затишья в сталях 12X18Н10Т и 316L обусловлено образованием мартенсита деформации и

технологическими дефектами соответственно. Выявлены параметры АЭ и КЦИ, наиболее чувствительные к смене стадий деформации, в том числе $b_{\text{АЭ}}$ -параметр, снижение которого является надежным предвестником макроразрушения.

5. Проведены циклические испытания исследуемых сталей и последующее статическое растяжение предварительно циклированных образцов с синхронной регистрацией АЭ и КЦИ. Выявлен комплекс механических и физических характеристик, чувствительных к величине накопленной циклической деградации и включающие: пределы прочности и текучести, отношения предела прочности к пределу текучести, суммарное число и активность сигналов АЭ, $b_{\text{АЭ}}$ -параметр и угол нарастания RA, размеры пластических зон и максимальная главная деформация. Данные параметры предложено использовать в качестве критериев диагностики степени циклической поврежденности.

6. Установлены общие закономерности изменения физических свойств материалов в результате циклической деградации, выражающиеся в снижении с ростом относительной долговечности суммарного числа и активности АЭ, $b_{\text{АЭ}}$ -параметра, площади пластических зон, а также в увеличении максимального значения главной деформации и угла нарастания RA акустических сигналов. Показано, что указанные изменения связаны с укрупнением размера дефектов и развитием процесса трещинообразования, что подтверждено результатами фрактографического анализа.

7. Выявлено влияние микроструктуры и технологии изготовления на эволюцию механических свойств после циклической деградации: для бейнитных сталей при последующем растяжении характерно чередование стадий упрочнения и разупрочнения, тогда как аустенитные стали демонстрируют упрочнение. Установлена количественная взаимосвязь между параметрами АЭ и КЦИ, описываемая экспоненциальной зависимостью, показатель которой чувствителен к степени предварительного циклического нагружения.

8. На примере коррозионных испытаний в условиях четырёхточечного изгиба стали 15X13H2 показано, что закономерности, установленные при испытаниях после предварительной выдержки в коррозионной среде, носят общий характер и применимы как для оценки циклической деградации, так и деградации вследствие коррозии.
9. Оценен J^* - параметр, аналогичный по физическому смыслу J-интегралу и определяемый по пластической работе разрушения A_p и площади пластической зоны S_L , а также работа упругой деформации A_e . Изучено влияние на эти параметры циклической деградации исследованных материалов.
10. Результаты работы могут быть использованы при разработке методик неразрушающего контроля и оценке остаточного ресурса элементов конструкций из конструкционных сталей с различной структурой и различного структурного состояния.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Махутов, Н.А. Прочность и безопасность: фундаментальные и прикладные исследования / Н.А. Махутов. – Наука. – Новосибирск, 2008. – 528 с.
2. Гаденин, М.М. Комплексные исследования конструкционной прочности и техногенной безопасности / М.М. Гаденин, В.В. Москвичев // Прочность и безопасность: фундаментальные и прикладные исследования. – 2008. – С. 6-20.
3. Su, H. The Temperature-Dependent Strength of Metals: Theory and Experimental Validation / H. Su, X. Fang, X. Feng, B. Yan. // Journal of Applied Mechanics. – 2014. – V. 81. – № 9 – P. 091003.
4. Yang, J. Theoretical model of the temperature-dependent ultimate tensile strength from the viewpoint of dislocation kinetics approach for FCC metals / J. Yang, Y. He, Y. Ma [et al.] // European Journal of Mechanics - A/Solids. – 2024. – V. 103. – P. 105160.
5. Wang, Q. Study on the effect of corrosion on the tensile properties of the 1.0 wt.% Yttrium modified AZ91 magnesium alloy / Q. Wang, Y. Liu, X. Zhu [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2009. – V. 517. – № 1-2. – P. 239-245.
6. Hou, Y. Experimental Investigation on Corrosion Effect on Mechanical Properties of Buried Metal Pipes / Y. Hou, D. Lei, S. Li [et al.] // International Journal of Corrosion. – 2016. – V. 2016. – № 1. – P. 5808372.
7. Suh, C.M. Fatigue Microcracks in a Low Carbon Steel / C.M. Suh, R. Yuuki, H. Kitagawa // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 1985. – V. 8. – № 2. – P. 193-203. DOI: 10.1111/j.1460-2695.1985.tb01203.x.
8. Hsu, T.T.C. Fatigue and microcracking of concrete / T.T.C. Hsu. // Matériaux et Constructions. – 1984. – V. 17. – № 1. – P. 51-54.
9. Wasim, M. Influence of hydrogen-enhanced plasticity and decohesion mechanisms of hydrogen embrittlement on the fracture resistance of steel / M.

Wasim, M.B. Djukic, T.D. Ngo. // Engineering Failure Analysis. – 2021. – V. 123. P. 105312.

10. Wang, R. Effects of hydrogen on the fracture toughness of a X70 pipeline steel / R. Wang. // Corrosion Science. – 2009. – V. 51. – № 12. – P. 2803-2810.

11. Margolin, B. The radiation swelling effect on fracture properties and fracture mechanisms of irradiated austenitic steels. Part I. Ductility and fracture toughness / B. Margolin, A. Sorokin, V. Shvetsova [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2016. – V. 480. – P. 52-68.

12. Burchell, T.D. The effect of neutron irradiation on the fracture toughness of graphite / T.D. Burchell, J.P. Strizak. // Nuclear Engineering and Design. – 2014. – V. 271. – P. 262-269.

13. Yano, Y. Tensile properties and hardness of two types of 11Cr-ferritic/martensitic steel after aging up to 45,000 h / Y. Yano, T. Tanno, Y. Sekio [et al.] // Nuclear Materials and Energy. – 2016. – V. 9. – P. 324-330.

14. May, J.E. Effect of thermal aging conditions on the corrosion properties and hardness of a duplex stainless steel / J.E. May, C.A.C. De Souza, P.A. De Paula Nascente [et al.] // Materials Research. – 2010. – T. 13. – № 4. – P. 431-436.

15. Oku, T. The detection of embrittlement in steels by means of hardness measurements / T. Oku, S. Sato, T. Fujimura. // Nuclear Structural Engineering. – 1965. – V. 2. – № 3. – P. 282-292.

16. Nanninga, N. Role of microstructure, composition and hardness in resisting hydrogen embrittlement of fastener grade steels / N. Nanninga, J. Grochowski, L. Heldt, K. Rundman. // Corrosion Science. – 2010. – V. 52. – № 4. – P. 1237-1246.

17. Alkhimenko, A.A. Development of the methodology of accelerated testing of oil-gas pipe steels for stress corrosion cracking / A.A. Alkhimenko, A.A. Kharkov, B.A. Shemyakinskiy, N.O. Shaposhnikov // Industrial laboratory. Diagnostics of materials. – 2020. – V. 86. – № 9. – P. 70-76. DOI: 10.26896/1028-6861-2020-86-9-70-76.

18. Li, R. Experimental and numerical study on the degradation law of mechanical properties of stress-corrosion steel wire for bridge cables / R. Li, H. Wang, C. Miao [et al.] // Journal of Constructional Steel Research. – 2024. – V. 212. – P. 108294. DOI: 10.1016/j.jcsr.2023.108294.
19. Berradja, A. Electrochemical Techniques for Corrosion and Tribocorrosion Monitoring: Methods for the Assessment of Corrosion Rates / A. Berradja, A. Berradja. // Corrosion Inhibitors. – 2019.
20. Hernández, H.H. Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS): A Review Study of Basic Aspects of the Corrosion Mechanism Applied to Steels / H.H. Hernández, A.M.R. Reynoso, J.C.T. González [et al.] // Electrochemical Impedance Spectroscopy. – 2020.
21. Verma, C. Weight loss method of corrosion assessment / C. Verma. // Handbook of Science & Engineering of Green Corrosion Inhibitors. – 2022. – P. 85-92.
22. Hinton, B.R.W. Chapter 140 Corrosion prevention and control / B.R.W. Hinton. // Handbook on the Physics and Chemistry of Rare Earths. – 1995. – V. 21. – P. 29-92.
23. Leonard, D.N. Scanning Electron Microscopy / D.N. Leonard, G.W. Chandler, S. Seraphin. // Characterization of Materials. – 2012. – P. 1-16.
24. Auger, P. Atom probe and transmission electron microscopy study of aging of cast duplex stainless steels / P. Auger, F. Danoix, A. Menand [et al.] // Materials Science and Technology (United Kingdom). – 1990. – V. 6. – № 3. – P. 301-313.
25. Cooman, B.C. De. Transmission electron microscopy analysis of yielding in ultrafine-grained medium mn transformation-induced plasticity steel / B.C. De Cooman, P. Gibbs, S. Lee, D.K. Matlock. // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. – 2013. – V. 44. – № 6. – P. 2563-2572.
26. Sauvage, X. Phase transformations in surface layers of machined steels investigated by X-ray diffraction and Mössbauer spectrometry / X. Sauvage, J.M.

Le Breton, A. Guillet [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – V. 362. – № 1-2. – P. 181-186.

27. Kajita, S. In situ x-ray diffraction study of phase transformation of steel in scuffing process / S. Kajita, K. Yagi, T. Izumi [et al.] // Tribology Letters. – 2015. – V. 57. – № 2. – P. 1-11.

28. Клевцов, Г.В. Микро-и макрозона пластической деформации как критерии предельного состояния материала при разрушении / Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина // Проблемы прочности. – 1984. – № 4. – С. 24-28.

29. Ботвина, Л.Р. О зонах пластической деформации под поверхностью ударного разрушения стали 45 / Л.Р. Ботвина, Г.В. Клевцов, Ю.С. Гладиолов // Проблемы прочности. – 1982. – № 10. – С. 55-59.

30. Edge, M. Infrared Spectroscopy in Analysis of Polymer Degradation / M. Edge. // Encyclopedia of Analytical Chemistry. – 2000.

31. Jhang, K.Y. Applications of nonlinear ultrasonics to the NDE of material degradation / K.Y. Jhang. // IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control. – 2000. – V. 47. – № 3. – P. 540-548.

32. Kim, C.S. Nonlinear ultrasonic characterization of thermal degradation in ferritic 2.25Cr–1Mo steel / C.S. Kim, I.K. Park, K.Y. Jhang. // NDT & E International. – 2009. – V. 42. – № 3. – P. 204-209.

33. Helifa, B. Detection and measurement of surface cracks in ferromagnetic materials using eddy current testing / B. Helifa, A. Oulhadj, A. Benbelghit [et al.] // NDT & E International. – 2006. – V. 39. – № 5. – P. 384-390.

34. Yao, Y. Eddy Currents Probe Design for NDT Applications: A Review / Y. Yao, M.A. Machado. // Sensors 2024, Vol. 24, Page 5819. – 2024. – V. 24. – № 17. – P. 5819.

35. Nobile, R. Real-time monitoring of fatigue damage by electrical resistance change method / R. Nobile, A. Saponaro // International Journal of Fatigue. – 2021. – V. 151. – P. 106404.

36. Li, S.Y. Application of steel thin film electrical resistance sensor for in situ corrosion monitoring / S.Y. Li, Y.G. Kim, S. Jung [et al.] // Sensors and Actuators B: Chemical. – 2007. – V. 120. – № 2. – P. 368-377.
37. Shimamoto, A. A Nondestructive Evaluation Method: Measuring the Fixed Strength of Spot-Welded Joint Points by Surface Electrical Resistivity / A. Shimamoto, K. Yamashita, H. Inoue [et al.] // Journal of Pressure Vessel Technology-transactions of The Asme. – 2013. – V. 135. – № 2. – P. 021501.
38. Holland, S.D. Material Evaluation by Infrared Thermography / S.D. Holland, R.S. Reusser. // Annual Review of Materials Research. – 2016. – V. 46. – № Volume 46, 2016. – P. 287-303.
39. Huang, J. A new model for fatigue life prediction based on infrared thermography and degradation process for CFRP composite laminates / J. Huang, M.L. Pastor, C. Garnier, X.J. Gong. // International Journal of Fatigue. – 2019. – V. 120. – P. 87-95.
40. Carpinteri, A. Influence of damage in the acoustic emission parameters / A. Carpinteri, G. Lacidogna, F. Accornero [et al.] // Cement and Concrete Composites. – 2013. – V. 44. – P. 9-16.
41. Blikharsky, Y. Review of Development and Application of Digital Image Correlation Method for Study of Stress–Strain State of RC Structures / Y. Blikharsky, N. Kapiika, R. Khmil [et al.] // Applied Sciences 2022, Vol. 12, Page 10157. – 2022. – V. 12. – № 19. – P. 10157.
42. Sause, M.G.R. Digital image correlation / M.G.R. Sause. // Springer Series in Materials Science. – 2016. – V. 242. – P. 57-129.
43. Mathieu, F. Identification of a crack propagation law by digital image correlation / F. Mathieu, F. Hild, S. Roux. // International Journal of Fatigue. – 2012. – V. 36. – № 1. – P. 146-154.
44. Lijesh, K.P. Experimentally verified thermodynamic framework for corrosion / K.P. Lijesh, A. Mahmoudi, M.M. Khonsari. // Corrosion Science. – 2024. – V. 233. – P. 112063.

45. Mehdizadeh, M. Investigations on Metal Fatigue Degradation Using Thermodynamic approach / M. Mehdizadeh. // LSU Doctoral Dissertations. – 2021.
46. Bryant, M.D. On the thermodynamics of degradation / M.D. Bryant, M.M. Khonsari, F.F. Ling // Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2008. – V. 464. – № 2096. – P. 2001-2014. DOI: 10.1098/rspa.2007.0371.
47. Basaran, C. Introduction to Unified Mechanics Theory with Applications / C. Basaran. – Cham: Springer International Publishing, 2022.
48. Imanian, A. A Thermodynamic Entropy Approach to Reliability Assessment with Applications to Corrosion Fatigue / A. Imanian, M. Modarres // Entropy. – 2015. – V. 17. – № 10. – P. 6995-7020. DOI: 10.3390/e17106995.
49. Sosnovskiy, L. Mechano-thermodynamic Entropy and Analysis of Damage State of Complex Systems / L. Sosnovskiy, S. Sherbakov // Entropy. – 2016. – V. 18. – № 7. – P. 268. DOI: 10.3390/e18070268.
50. Amiri, M. Life prediction of metals undergoing fatigue load based on temperature evolution / M. Amiri, M.M. Khonsari // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – V. 527. – № 6. – P. 1555-1559. DOI: 10.1016/j.msea.2009.10.025.
51. Samide, A.P. Kinetics corrosion process of carbon steel in hydrochloric acid in absence and presence of 2-(cyclohexylaminomercapto) benzothiazole / A.P. Samide, I. Bibicu. // Surface and Interface Analysis. – 2008. – V. 40. – № 5. – P. 944-952.
52. Журков, С.Н. Кинетическая концепция прочности твердых тел / С.Н. Журков // Вестник АН СССР. – 1968. – Т. 3. – С. 46-52.
53. Mishnaevsky, L. Modeling of fatigue damage evolution on the basis of the kinetic concept of strength / L. Mishnaevsky, P. Brøndsted. // International Journal of Fracture. – 2007. – V. 144. – № 3. – P. 149-158.
54. Mughrabi, H. Microstructural mechanisms of cyclic deformation, fatigue crack initiation and early crack growth / H. Mughrabi // Philosophical Transactions

of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2015. – V. 373. – № 2038. – P. 20140132. DOI: 10.1098/rsta.2014.0132.

55. Sangid, M.D. The physics of fatigue crack initiation / M.D. Sangid // International Journal of Fatigue. – 2013. – V. 57. – P. 58-72. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.10.009.

56. McDowell, D.L. Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation / D.L. McDowell, F.P.E. Dunne // International Journal of Fatigue. – 2010. – V. 32. – № 9. – P. 1521-1542. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2010.01.003.

57. Pineau, A. Failure of metals II: Fatigue / A. Pineau, D.L. McDowell, E.P. Busso, S.D. Antolovich // Acta Materialia. – 2016. – V. 107. – P. 484-507. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.050.

58. Murakami, Y. Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions / Y. Murakami. – Academic Press, 2019.

59. Wei, R.P. Fracture Mechanics - Integration of Mechanics Materials Science and Chemistry / R.P. Wei. – Cambridge University Press, 2010. – 210 c.

60. Zerbst, U. About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion – A review / U. Zerbst, M. Vormwald, R. Pippan [et al.] // Engineering Fracture Mechanics. – 2016. – V. 153. – P. 190-243. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2015.12.002.

61. Pippan, R. Fatigue crack closure: a review of the physical phenomena / R. Pippan, A. Hohenwarter // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 2017. – V. 40. – № 4. – P. 471-495. DOI: 10.1111/ffe.12578.

62. Zerbst, U. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects / U. Zerbst, M. Madia, C. Klinger [et al.] // Engineering Failure Analysis. – 2019. – V. 97. – P. 777-792. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2019.01.055.

63. Zerbst, U. Review on fracture and crack propagation in weldments – A fracture mechanics perspective / U. Zerbst, R.A. Ainsworth, H.Th. Beier [et al.] //

Engineering Fracture Mechanics. – 2014. – V. 132. – P. 200-276. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2014.05.012.

64. Качанов, Л.М. Основы механики разрушения / Л.М. Качанов. – Москва: Наука, 1974. – 311 с.

65. Работнов, Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций / Ю.Н. Работнов. – Москва: Наука, 1966. – 752 с.

66. Lemaitre, Jean. Engineering Damage Mechanics: Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures / Jean. Lemaitre, Rodrigue. Desmorat. – Springer-Verlag Berlin and Heidelberg & Co. KG, 2006. – 398 p.

67. Murakami, Sumio. Continuum damage mechanics: a continuum mechanics approach to the analysis of damage and fracture / Sumio. Murakami. – Springer, 2012. – 402 p.

68. Aid, A. Fatigue life prediction under variable loading based on a new damage model / A. Aid, A. Amrouche, B.B. Bouiadjra [et al.] // Materials & Design. – 2011. – V. 32. – № 1. – P. 183-191. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.06.010.

69. Liakat, M. Entropic characterization of metal fatigue with stress concentration / M. Liakat, M.M. Khonsari // International Journal of Fatigue. – 2015. – V. 70. – P. 223-234. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2014.09.014.

70. Voyiadjis, G.Z. Handbook of Damage Mechanics: Nano to Macro Scale for Materials and Structures / G.Z. Voyiadjis. – Springer New York: Imprint: Springer, 2015.

71. Shen, F. A non-local approach based on the hypothesis of damage dissipation potential equivalence to the effect of stress gradient in fretting fatigue / F. Shen, W. Hu, Q. Meng // International Journal of Fatigue. – 2016. – V. 90. – P. 125-138. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.04.028.

72. Alessi, R. A phenomenological approach to fatigue with a variational phase-field model: The one-dimensional case / R. Alessi, S. Vidoli, L. De Lorenzis // Engineering Fracture Mechanics. – 2018. – V. 190. – P. 53-73. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2017.11.036.

73. Carrara, P. A framework to model the fatigue behavior of brittle materials based on a variational phase-field approach / P. Carrara, M. Ambati, R. Alessi, L. De Lorenzis // *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. – 2020. – V. 361. – P. 112731. DOI: 10.1016/j.cma.2019.112731.

74. Ulloa, J. Phase-field modeling of fatigue coupled to cyclic plasticity in an energetic formulation / J. Ulloa, J. Wambacq, R. Alessi [et al.] // *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. – 2021. – V. 373. – P. 113473. DOI: 10.1016/j.cma.2020.113473.

75. Schreiber, C. A phase field modeling approach of cyclic fatigue crack growth / C. Schreiber, C. Kuhn, R. Müller, T. Zohdi // *International Journal of Fracture*. – 2020. – V. 225. – № 1. – P. 89-100. DOI: 10.1007/s10704-020-00468-w.

76. Martínez-Pañeda, E. A phase field formulation for hydrogen assisted cracking / E. Martínez-Pañeda, A. Golahmar, C.F. Niordson // *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. – 2018. – V. 342. – P. 742-761. DOI: 10.1016/j.cma.2018.07.021.

77. Golahmar, A. A phase field model for hydrogen-assisted fatigue / A. Golahmar, P.K. Kristensen, C.F. Niordson, E. Martínez-Pañeda // *International Journal of Fatigue*. – 2022. – V. 154. – P. 106521. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106521.

78. Castillo, Enrique. A unified statistical methodology for modeling fatigue damage / Enrique. Castillo, Alfonso. Fernandez-Canteli. – Springer, 2009. – 232 p.

79. Correia, J.A.F.O. Local unified probabilistic model for fatigue crack initiation and propagation: Application to a notched geometry / J.A.F.O. Correia, A.M.P. De Jesus, A. Fernández-Canteli // *Engineering Structures*. – 2013. – V. 52. – P. 394-407. DOI: 10.1016/j.engstruct.2013.03.009.

80. Fouchereau, R. Probabilistic modeling of S–N curves / R. Fouchereau, G. Celeux, P. Pamphile // *International Journal of Fatigue*. – 2014. – V. 68. – P. 217-223. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2014.04.015.

81. Sakai, T. A review on fatigue fracture modes of structural metallic materials in very high cycle regime / T. Sakai, A. Nakagawa, N. Oguma [et al.] // International Journal of Fatigue. – 2016. – V. 93. – P. 339-351. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.05.029.

82. Muniz-Calvente, M. A methodology for probabilistic prediction of fatigue crack initiation taking into account the scale effect / M. Muniz-Calvente, A.M.P. de Jesus, J.A.F.O. Correia, A. Fernández-Canteli // Engineering Fracture Mechanics. – 2017. – V. 185. – P. 101-113. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2017.04.014.

83. Sankararaman, S. Uncertainty quantification and model validation of fatigue crack growth prediction / S. Sankararaman, Y. Ling, S. Mahadevan // Engineering Fracture Mechanics. – 2011. – V. 78. – № 7. – P. 1487-1504. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2011.02.017.

84. LIU, Y. Probabilistic fatigue life prediction using an equivalent initial flaw size distribution / Y. LIU, S. MAHADEVAN // International Journal of Fatigue. – 2009. – V. 31. – № 3. – P. 476-487. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2008.06.005.

85. Ботвина, Л.Р. О связи параметров статистических распределений циклической долговечности и динамической трещиностойкости с механизмами разрушения / Л.Р. Ботвина, Демина Ю.А. // Доклады Академии наук. – 2010. – Т. 431. – № 4. – С. 475-478.

86. Guan, X. Model selection, updating, and averaging for probabilistic fatigue damage prognosis / X. Guan, R. Jha, Y. Liu // Structural Safety. – 2011. – V. 33. – № 3. – P. 242-249. DOI: 10.1016/j.strusafe.2011.03.006.

87. Zhu, S.-P. Probabilistic Physics of Failure-based framework for fatigue life prediction of aircraft gas turbine discs under uncertainty / S.-P. Zhu, H.-Z. Huang, W. Peng [et al.] // Reliability Engineering & System Safety. – 2016. – V. 146. – P. 1-12. DOI: 10.1016/j.ress.2015.10.002.

88. Si, X.-S. Remaining useful life estimation – A review on the statistical data driven approaches / X.-S. Si, W. Wang, C.-H. Hu, D.-H. Zhou // European Journal of Operational Research. – 2011. – V. 213. – № 1. – P. 1-14. DOI: 10.1016/j.ejor.2010.11.018.

89. Ling, Y. Integration of structural health monitoring and fatigue damage prognosis / Y. Ling, S. Mahadevan // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2012. – V. 28. – P. 89-104. DOI: 10.1016/j.ymssp.2011.10.001.
90. Agrawal, A. An online tool for predicting fatigue strength of steel alloys based on ensemble data mining / A. Agrawal, A. Choudhary // *International Journal of Fatigue*. – 2018. – V. 113. – P. 389-400. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2018.04.017.
91. Zhu, S.-P. Computational-experimental approaches for fatigue reliability assessment of turbine bladed disks / S.-P. Zhu, Q. Liu, W. Peng, X.-C. Zhang // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2018. – V. 142. – P. 502-517. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2018.04.050.
92. Ботвина Л. Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности / Ботвина Л. Р. – М. Наука, 2008. – 334 с.
93. Morozov, E.M. A concept of ultimate crack resistance / E.M. Morozov // *Materials Science*. – 1998. – V. 34. – № 5. – P. 709-713. DOI: 10.1007/BF02355790.
94. Matvienko, Yu.G. Two-parameter elastic-plastic fracture criterion and corrected fracture toughness / Yu.G. Matvienko // *Industrial laboratory. Diagnostics of materials*. – 2022. – V. 88. – № 8. – P. 59-69. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-8-59-69.
95. Matvienko, Yu.G. The Effect of the Non-singular T-stress Components on Crack Tip Plastic Zone under Mode I Loading / Yu.G. Matvienko // *Procedia Materials Science*. – 2014. – V. 3. – P. 141-146. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.026.
96. Student, O.Z. Influence of the long-term operation of 12Kh1M1F steel from different zones of a bend of steam pipeline of a thermal power plant on its mechanical characteristics / O.Z. Student, L.M. Svirs'ka, I.R. Dzioba // *Materials Science*. – 2012. – V. 48. – № 2. – P. 239-246. DOI: 10.1007/s11003-012-9498-6.
97. Berto, F. Recent developments in brittle and quasi-brittle failure assessment of engineering materials by means of local approaches / F. Berto, P. Lazzarin // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2014. – V. 75. – P. 1-48. DOI: 10.1016/j.mser.2013.11.001.

98. Ritchie, R.O. Mechanisms of fatigue crack growth in low alloy steel / R.O. Ritchie, J.F. Knott. // *Acta Metallurgica*. – 1973. – V. 21. – № 5. – P. 639-648.
99. Murakami, Y. Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime / Y. Murakami, N.N. Yokoyama, J. Nagata. // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. – 2002. – V. 25. – № 8-9. – P. 735-746.
100. Zhu, S.-P. A generalized energy-based fatigue–creep damage parameter for life prediction of turbine disk alloys / S.-P. Zhu, H.-Z. Huang, L.-P. He [et al.] // *Engineering Fracture Mechanics*. – 2012. – V. 90. – P. 89-100. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2012.04.021.
101. Pyttel, B. Very high cycle fatigue – Is there a fatigue limit? / B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger // *International Journal of Fatigue*. – 2011. – V. 33. – № 1. – P. 49-58. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2010.05.009.
102. Ботвина, Л.Р. Акустическое затишье как диагностический признак предразрушения / Л.Р. Ботвина, Т.Б. Петерсен, М.Р. Тютин // *Доклады Академии Наук*. – 2018. – Т. 479. – № 5. – С. 514-518. DOI: 10.7868/S0869565218110087.
103. Ботвина, Л.Р. Остаточная прочность, микротвердость и акустические свойства циклически деформированной малоуглеродистой стали / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, Т.Б. Петерсен и др. // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – 2018. – № 6. – С. 44-53.
104. Ботвина, Л.Р. Остаточная прочность циклически деформированной коррозионностойкой стали / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, Т.Б. Петерсен и др. // *Деформация и разрушение материалов*. – 2019. – № 11. – С. 37-48.
105. Ботвина, Л.Р. Стадийность процесса разрушения и остаточная прочность трубной стали после длительной эксплуатации / Л.Р. Ботвина, В.М. Кушнарченко, М.Р. Тютин и др. // *Физическая мезомеханика*. – 2021. – Т. 24. – № 1. – С. 50-61. DOI: 10.24412/1683-805X-2021-1-50-61.
106. Поволоцкая, А.М. Особенности поведения магнитных характеристик образцов из низколегированной конструкционной стали при упругом деформировании после предварительного циклического нагружения

/ А.М. Поволоцкая, С.М. Задворкин, Е.А. Путилова, А.Н. Мушников // Материаловедение. Энергетика. – 2021. – Т. 27. – № 3. – С. 86-96. DOI: 10.18721/JEST.27308.

107. Herring, C. Diffusional Viscosity of a Polycrystalline Solid / C. Herring. // Journal of Applied Physics. – 1950. – V. 21. – № 5. – P. 437-445.

108. Coble, R.L. A Model for Boundary Diffusion Controlled Creep in Polycrystalline Materials / R.L. Coble. // Journal of Applied Physics. – 1963. – V. 34. – № 6. – P. 1679-1682.

109. Sawada, K. Microstructural degradation of Gr.91 steel during creep under low stress / K. Sawada, H. Kushima, M. Tabuchi, K. Kimura // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – V. 528. – № 16-17. – P. 5511-5518. DOI: 10.1016/j.msea.2011.03.073.

110. Rouse, J.P. Comparative assessment of several creep damage models for use in life prediction / J.P. Rouse, W. Sun, T.H. Hyde, A. Morris // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2013. – V. 108-109. – P. 81-87. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2013.04.012.

111. Choudhary, B.K. Tertiary creep behaviour of 9Cr–1Mo ferritic steel / B.K. Choudhary // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – V. 585. – P. 1-9. DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.026.

112. Wen, J.-F. Effects of Stress Level and Stress State on Creep Ductility: Evaluation of Different Models / J.-F. Wen, S.-T. Tu, F.-Z. Xuan [et al.] // Journal of Materials Science & Technology. – 2016. – V. 32. – № 8. – P. 695-704. DOI: 10.1016/j.jmst.2016.02.014.

113. Troiano, A.R. The Role of Hydrogen and Other Interstitials in the Mechanical Behavior of Metals / A.R. Troiano // Metallography, Microstructure, and Analysis. – 2016. – V. 5. – № 6. – P. 557-569. DOI: 10.1007/s13632-016-0319-4.

114. Oriani, R.A. A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels / R.A. Oriani // Berichte der Bunsengesellschaft für physikalische Chemie. – 1972. – V. 76. – № 8. – P. 848-857. DOI: 10.1002/bbpc.19720760864.

115. Birnbaum, H.K. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture / H.K. Birnbaum, P. Sofronis // *Materials Science and Engineering: A*. – 1994. – V. 176. – № 1-2. – P. 191-202. DOI: 10.1016/0921-5093(94)90975-X.

116. Dmytrakh, I.M. Effect of hydrogen concentration on fatigue crack growth behaviour in pipeline steel / I.M. Dmytrakh, R.L. Leshchak, A.M. Syrotyuk, R.A. Barna // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2017. – V. 42. – № 9. – P. 6401-6408. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.11.193.

117. Capelle, J. Comparative assessment of electrochemical hydrogen absorption by pipeline steels with different strength / J. Capelle, I. Dmytrakh, G. Pluinage // *Corrosion Science*. – 2010. – V. 52. – № 5. – P. 1554-1559. DOI: 10.1016/j.corsci.2010.02.011.

118. Nykyforchyn, H. Analysis and mechanical properties characterization of operated gas main elbow with hydrogen assisted large-scale delamination / H. Nykyforchyn, O. Zvirko, O. Tsyrlunyk, N. Kret // *Engineering Failure Analysis*. – 2017. – V. 82. – P. 364-377. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2017.07.015.

119. Грешников, В.А. Акустическая эмиссия / В.А. Грешников, Ю.Б. Дробот. – Москва, 1976. – 272 с.

120. Иванов, В.И. Акустико1. Иванов В.И., Барат В.А. Акустико-эмиссионная диагностика. Спектр, 2017. 368 с.-эмиссионная диагностика / В.И. Иванов, В.А. Барат. – Спектр, 2017. – 368 с.

121. Ботвина, Л.Р. Оценка и анализ b-параметра акустической эмиссии / Л.Р. Ботвина, Т.Б. Петерсен, М.Р. Тютин // *Заводская Лаборатория. Диагностика Материалов*. – 2011. – Т. 77. – № 3. – С. 43-50.

122. Башков, О.В. Детектирование сигналов акустической эмиссии волоконно-оптическими интерференционными / О.В. Башков, Р.В. Ромашко, В.И. Зайков и др. // *Дефектоскопия*. – 2017. – № 6. – С. 18-25.

123. Vinogradov, A. On the limits of acoustic emission detectability for twinning / A. Vinogradov, E. Vasilev, M. Seleznev [et al.] // *Materials Letters*. – 2016. – V. 183. – P. 417-419. DOI: 10.1016/j.matlet.2016.07.063.

124. Merson, E.D. Effect of fracture mode on acoustic emission behavior in the hydrogen embrittled low-alloy steel / E.D. Merson, P.N. Myagkikh, G. V. Klevtsov, [et al.] // Engineering Fracture Mechanics. – 2019. – V. 210. – P. 342-357. – 2018.
125. Ботвина, Л.Р. Механические и физические свойства, механизмы разрушения и остаточная прочность стали 15Х2ГМФ, используемой для изготовления нефтяных насосных штанг / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, В.П. Левин и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2020. – № 9. – С. 22-34. DOI: 10.31044/1814-4632-2020-9-22-34.
126. Барат, В.А. Применение методов обнаружения разладки потока данных для повышения помехоустойчивости метода акустической эмиссии / В.А. Барат, Д.В. Чернов, С.В. Елизаров // Дефектоскопия. – 2016. – № 6. – С. 60-70.
127. Степанова, Л.Н. Локация сигналов акустической эмиссии от ударных воздействий на образец из углепластика при использовании антенн из пьезо- и волоконно-оптических датчиков / Л.Н. Степанова, С.И. Кабанов, В.В. Чернова // Дефектоскопия. – 2022. – № 4. – С. 3-13.
128. Никулин, С.А. Влияние субмикроструктурной структуры и включений на деформацию и разрушение алюминиевых сплавов и титана / С.А. Никулин, С.В. Добаткин, В.Г. Ханжин и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 5. – С. 8-18.
129. Kaiser, E.J. A study of acoustic phenomena in tensile test / E.J. Kaiser. – Technical University of Munich, 1950.
130. Dunegan, H.L. Fracture analysis by use of acoustic emission / H.L. Dunegan, D.O. Harris, C.A. Tatro // Engineering Fracture Mechanics. – 1968. – V. 1. – № 1. – P. 105-122. DOI: 10.1016/0013-7944(68)90018-0.
131. Pollock, A.A. Quantitative evaluation of acoustic emission from plastic zone growth / A.A. Pollock. – 1979.

132. Ohtsu, M. Acoustic emission techniques standardized for concrete structures / M. Ohtsu, T. Isoda, Y. Tomoda // *Journal of Acoustic Emission*. – 2007. – V. 25. – P. 21-32.
133. Grosse, C.U. Acoustic Emission Testing : Springer Tracts in Civil Engineering / C.U. Grosse, M. Ohtsu, D.G. Aggelis, T. Shiotani; C.U. Grosse, M. Ohtsu, D.G. Aggelis, T. Shiotani ред. – Cham: Springer International Publishing, 2022. – 751 p.
134. Carpinteri, A. From criticality to final collapse: Evolution of the “b-value” from 1.5 to 1.0 / A. Carpinteri, G. Lacidogna, S. Puzzi // *Chaos, Solitons & Fractals*. – 2009. – V. 41. – № 2. – P. 843-853. DOI: 10.1016/j.chaos.2008.04.010.
135. Vinogradov, A. Spectral analysis of acoustic emission during cyclic deformation of copper single crystals / A. Vinogradov, V. Patlan, S. Hashimoto // *Philosophical Magazine A*. – 2001. – V. 81. – № 6. – P. 1427-1446. DOI: 10.1080/01418610108214356.
136. Vinogradov, A. Stochastic dislocation kinetics and fractal structures in deforming metals probed by acoustic emission and surface topography measurements / A. Vinogradov, I.S. Yasnikov, Y. Estrin // *Journal of Applied Physics*. – 2014. – V. 115. – № 23. DOI: 10.1063/1.4884682.
137. Pomponi, E. A real-time approach to acoustic emission clustering / E. Pomponi, A. Vinogradov // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2013. – V. 40. – № 2. – P. 791-804. DOI: 10.1016/j.ymssp.2013.03.017.
138. Башков, О.В. Акустическая эмиссия при смене механизмов деформации пластичных конструкционных материалов / О.В. Башков, Н.А. Семашко // *Физическая мезомеханика*. – 2004. – Т. 7. – № 6. – С. 59-62.
139. Bashkov, O. V. Damage evaluation criteria based on acoustic emission parameters for polymer composite materials / O. V. Bashkov, A.A. Bryansky, H. Khon, S. V. Panin. – 2018. – P. 020027.
140. Aggelis, D.G. Classification of cracking mode in concrete by acoustic emission parameters / D.G. Aggelis // *Mechanics Research Communications*. – 2011. – V. 38. – № 3. – P. 153-157. DOI: 10.1016/j.mechrescom.2011.03.007.

141. Gutkin, R. On acoustic emission for failure investigation in CFRP: Pattern recognition and peak frequency analyses / R. Gutkin, C.J. Green, S. Vangrattanachai [et al.] // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2011. – V. 25. – № 4. – P. 1393-1407. DOI: 10.1016/j.ymssp.2010.11.014.
142. Sause, M.G.R. Pattern recognition approach to identify natural clusters of acoustic emission signals / M.G.R. Sause, A. Gribov, A.R. Unwin, S. Horn // *Pattern Recognition Letters*. – 2012. – V. 33. – № 1. – P. 17-23. DOI: 10.1016/j.patrec.2011.09.018.
143. Буйло, С.И. Физико-механические, химические и статистические аспекты акустической эмиссии / С.И. Буйло. – Ростов-на-Дону - Таганрог : Издательство Южного федерального университета, 2017. – 184 с..
144. Chai, M. Assessment of fatigue crack growth in 316LN stainless steel based on acoustic emission entropy / M. Chai, Z. Zhang, Q. Duan, Y. Song // *International Journal of Fatigue*. – 2018. – V. 109. – P. 145-156. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.12.017.
145. Bashkov, O. V. The Use of Acoustic Emission for the Construction of a Generalized Fatigue Diagram of Metals and Alloys / O. V. Bashkov, T.I. Bashkova, A.A. Popkova. // *Springer Proceedings in Physics*. – 2015. – V. 158. – P. 283-291.
146. Daniel, I.M. Acoustic emission monitoring of fatigue damage in metals / I.M. Daniel, J.J. Luo, C.G. Sifniotopoulos, H.J. Chun. // *Nondestructive testing and evaluation*. – 1998. – V. 14. – № 1-2. – P. 71-87.
147. Ono, K. Acoustic Emission / K. Ono. // *Encyclopedia of Acoustics*. – 1997. – P. 797-809.
148. Aggelis, D.G. Acoustic emission for fatigue damage characterization in metal plates / D.G. Aggelis, E.Z. Kordatos, T.E. Matikas // *Mechanics Research Communications*. – 2011. – V. 38. – № 2. – P. 106-110. DOI: 10.1016/j.mechrescom.2011.01.011.
149. Han, Z. Acoustic emission during fatigue crack propagation in a micro-alloyed steel and welds / Z. Han, H. Luo, J. Cao, H. Wang // *Materials Science and*

Engineering: A. – 2011. – V. 528. – № 25-26. – P. 7751-7756. DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.065.

150. Kahirdeh, A. Acoustic Entropy of the Materials in the Course of Degradation / A. Kahirdeh, M. Khonsari // Entropy. – 2016. – V. 18. – № 8. – P. 280. DOI: 10.3390/e18080280.

151. Vinogradov, A. Stochastic dislocation kinetics and fractal structures in deforming metals probed by acoustic emission and surface topography measurements / A. Vinogradov, I.S. Yasnikov, Y. Estrin // Journal of Applied Physics. – 2014. – V. 115. – № 23. DOI: 10.1063/1.4884682.

152. Sause, M.G.R.. In situ monitoring of fiber-reinforced composites: theory, basic concepts, methods, and applications / M.G.R.. Sause. – Springer, 2016. – 633 p.

153. BOURCHAK, M. Acoustic emission energy as a fatigue damage parameter for CFRP composites / M. BOURCHAK, I. FARROW, I. BOND [et al.] // International Journal of Fatigue. – 2007. – V. 29. – № 3. – P. 457-470. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2006.05.009.

154. Recommendation of RILEM TC 212-ACD: acoustic emission and related NDE techniques for crack detection and damage evaluation in concrete* // Materials and Structures. – 2010. – V. 43. – № 9. – P. 1183-1186. DOI: 10.1617/s11527-010-9639-z.

155. Kordatos, E.Z. Monitoring mechanical damage in structural materials using complimentary NDE techniques based on thermography and acoustic emission / E.Z. Kordatos, D.G. Aggelis, T.E. Matikas // Composites Part B: Engineering. – 2012. – V. 43. – № 6. – P. 2676-2686. DOI: 10.1016/j.compositesb.2011.12.013.

156. Gutenberg, B. Seismicity of the Earth and associated phenomena / B. Gutenberg, C.F. Richter. – Princeton University Press, 1949. – 273 c.

157. Enescu, B. Magnitude-frequency relation for elastic shocks accompanying fractures of various materials and some related problems in earthquakes / B. Enescu, K. Ito. // Bull. Earthq. Res. Inst., Univ. Tokyo. – 1962. – V. 40. – № 8. – P. 831-853.

158. Scholz, C.H. The frequency-magnitude relation of microfracturing in rock and its relation to earthquakes / C.H. Scholz. // Bulletin of the Seismological Society of America. – 1968. – V. 58. – № 1. – P. 399-415.
159. Имада, Э. Применение акустической эмиссии для исследования цветных металлов / Э. Имада // Киндзоку дзайре. – 1977. – Т. 17. – № 2. – С. 62-68.
160. Ботвина, Л.Р. О характере зависимости Гуттенберга-Рихтера на различных стадиях накопления повреждений и подготовки землетрясений / Л.Р. Ботвина, И.М. Ротвайн, В.И. Кейлис - Борок, И.Б. Опарина // Доклады РАН. – 1995. – Т. 345. – С. 809-812.
161. Ботвина, Л.Р. Об аналогии акустического и сейсмического режимов на различных стадиях разрушения / Л.Р. Ботвина, Т.Б. Петерсен // Докл. РАН. – 2001. – Т. 376. – С. 331.
162. Colombo, Ing.S. Assessing Damage of Reinforced Concrete Beam Using “b-value” Analysis of Acoustic Emission Signals / Ing.S. Colombo, I.G. Main, M.C. Forde. // Journal of Materials in Civil Engineering. – 2003. – V. 15. – № 3. – P. 280-286.
163. Carpinteri, A. From criticality to final collapse: Evolution of the “b-value” from 1.5 to 1.0 / A. Carpinteri, G. Lacidogna, S. Puzzi. // Chaos, Solitons & Fractals. – 2009. – V. 41. – № 2. – P. 843-853.
164. Shiotani, T. Evaluation of progressive failure using AE sources and improved b-value on slope model tests / T. Shiotani, T. Aoki, K. Fujii. // Progress in Acoustic Emission VII, JSNDI. – 1994. – V. 1995. – № 523. – P. 529-534.
165. Shiotani, T. Temporal and spatial development of drying shrinkage cracking in cement-based materials / T. Shiotani, J. Bisschop, J.G.M. Van Mier // Engineering Fracture Mechanics. – 2003. – V. 70. – № 12. – P. 1509-1525. DOI: 10.1016/S0013-7944(02)00150-9.
166. Shang, X. A Novel Method for Estimating Acoustic Emission b Value Using Improved Magnitudes / X. Shang, Y. Lu, B. Li, K. Peng. // IEEE Sensors Journal. – 2021. – V. 21. – № 15. – P. 16701-16708.

167. Yu, J. Prediction of fatigue crack growth in steel bridge components using acoustic emission / J. Yu, P. Ziehl, B. Zárate, J. Caicedo // Journal of Constructional Steel Research. – 2011. – V. 67. – № 8. – P. 1254-1260. DOI: 10.1016/j.jcsr.2011.03.005.

168. Chai, M. Acoustic emission studies for characterization of fatigue crack growth in 316LN stainless steel and welds / M. Chai, J. Zhang, Z. Zhang [et al.] // Applied Acoustics. – 2017. – V. 126. – P. 101-113. DOI: 10.1016/j.apacoust.2017.05.014.

169. Zárate, B.A. Probabilistic Prognosis of Fatigue Crack Growth Using Acoustic Emission Data / B.A. Zárate, J.M. Caicedo, J. Yu, P. Ziehl // Journal of Engineering Mechanics. – 2012. – V. 138. – № 9. – P. 1101-1111. DOI: 10.1061/(ASCE)EM.1943-7889.0000414.

170. Первейталов, О.Г. Оценка остаточного ресурса емкостного оборудования для хранения газа на основе многоуровневой модели потока сигналов акустической эмиссии / О.Г. Первейталов, Носов В.В. // Транспорт и хранение нефтепродуктов и углеводородного сырья. – 2022. – № 1-2. – С. 35-47.

171. Matvienko, Y.G. Monitoring of the composite materials destruction kinetics using acoustic-emission diagnostics / Y.G. Matvienko, N.A. Makhutov, I.E. Vasiliev, D. V. Chernov // Industrial laboratory. Diagnostics of materials. – 2024. – V. 90. – № 11. – P. 53-66. DOI: 10.26896/1028-6861-2024-90-11-53-66.

172. Sagar, R.V. A review of recent developments in parametric based acoustic emission techniques applied to concrete structures / R.V. Sagar, B.K.R. Prasad // Nondestructive Testing and Evaluation. – 2012. – V. 27. – № 1. – P. 47-68. DOI: 10.1080/10589759.2011.589029.

173. Botvina, L.R. The effect of preliminary cyclic loading on acoustic emission parameters and damage of structural steels / L.R. Botvina, M.R. Tyutin, I.O. Sinev, A.I. Bolotnikov. // Procedia Structural Integrity. – 2020. – V. 28. – P. 2118-2125.

174. Botvina, L.R. Effect of Preliminary Cycling on the Acoustic Emission Characteristics of Structural 15Kh2GMF Steel / L.R. Botvina, M.R. Tyutin, A.I. Bolotnikov, T.B. Petersen. // Russian Metallurgy (Metally). – 2021. – V. 2021. – № 1. – P. 32-41.

175. Pan, B. Recent Progress in Digital Image Correlation / B. Pan. // Experimental Mechanics. – 2011. – V. 51. – № 7. – P. 1223-1235.

176. Sutton, M.A. Recent Advances and Perspectives in Digital Image Correlation / M.A. Sutton, F. Hild. // Experimental Mechanics. – 2015. – V. 55. – № 1. – P. 1-8.

177. Панин, С. Комбинированный метод исследования деформации и разрушения образцов из углерод-углеродного композиционного материала по данным акустической эмиссии, корреляции цифровых изображений и тензометрии / С. Панин, М. Бурков, А. Бяков и др. // Векторы благополучия: экономика и социум. – 2012. – Т. 4. – № 4 (5).

178. Панин, С.В. Стадийность локализованной пластической деформации при растяжении образцов сплава Д16АТ по данным акустоэмиссии, картирования деформации на поверхности и тензометрии. П. Образцы с надпилами различной глубины / С.В. Панин, А.В. Бяков, П.С. Любутин, О.В. Башков // Дефектоскопия. – 2011. – № 12. – С. 43-54.

179. Третьякова, Т.В. Особенности использования программного обеспечения Vic-3D, реализующего метод корреляции цифровых изображений, в приложении к исследованию полей неупругих деформаций / Т.В. Третьякова. // Вычислительная механика сплошных сред. – 2014. – Т. 7. – № 2. – С. 162-171.

180. Луценко, А.Н. Исследование процесса деформации материала оптико-корреляционными методами / А.Н. Луценко, И.Н. Одинцев, А.В. Гриневич и др. // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № S4. – С. 70-86.

181. Abuzaid, W. Plastic strain localization and fatigue micro-crack formation in Hastelloy X / W. Abuzaid, H. Sehitoglu, J. Lambros // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – V. 561. – P. 507-519.
182. Niendorf, T. Monitoring the fatigue-induced damage evolution in ultrafine-grained interstitial-free steel utilizing digital image correlation / T. Niendorf, J. Dadda, D. Canadinc [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – V. 517. – № 1-2. – P. 225-234.
183. Niendorf, T. Early detection of crack initiation sites in TiAl alloys during low-cycle fatigue at high temperatures utilizing digital image correlation / T. Niendorf, C. Burs, D. Canadinc, H.J. Maier. // *International Journal of Materials Research*. – 2009. – V. 100. – № 4. – P. 603-608.
184. Ivanyts'kyi, Y.L. Determination of the Local Strains Near Stress Concentrators by the Digital Image Correlation Technique / Y.L. Ivanyts'kyi, Y. V. Mol'kov, P.S. Kun' [et al.] // *Materials Science*. – 2015. – V. 50. – № 4. – P. 488-495.
185. Shrama, K. Fatigue crack monitoring in mild steel specimens using acoustic emission and digital image correlation / K. Shrama, R. Pullin, A. Clarke, S.L. Evans. // *Insight: Non-Destructive Testing and Condition Monitoring*. – 2015. – V. 57. – № 6. – P. 346-353.
186. García de la Yedra, A. Acoustic Emission and Digital Image Correlation-Based Study for Early Damage Identification in Sandwich Structures / A. García de la Yedra, I. Erro, J. Vivas [et al.] – [Электронный ресурс] // *Applied Sciences* 2024, Vol. 14, Page 9728. – 2024. – V. 14. – № 21. – P. 9728. – Режим доступа: <https://www.mdpi.com/2076-3417/14/21/9728/htm> (дата обращения: 17.09.2025).
187. Gonzáles, G.L.G. Crack-tip plastic zone size and shape via DIC / G.L.G. Gonzáles, J.A.O. González, V.E.L. Paiva, J.L.F. Freire. // *Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series*. – 2019. – P. 5-10.
188. Carolo, F. Di. Investigation of the plastic zone around the crack tip in small-scale pure Titanium specimens by means of Thermal Signal Analysis and Digital Image Correlation / F. Di Carolo, D. Palumbo, R. De Finis [et al.] // *IOP*

Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2021. – V. 1038. – № 1. – P. 012011. DOI: 10.1088/1757-899X/1038/1/012011.

189. Lin, Z. In Situ Measurement of the Strain Field at the Fatigue Crack Tip Based on Sub-Image Stitching and Matching DIC / Z. Lin, H. Shang, H. Gao, X. Huang. // Materials 2022, Vol. 15, Page 5150. – 2022. – V. 15. – № 15. – P. 5150.

190. Gao, H. In Situ Measurement of Cyclic Plastic Zone and Internal Strain Response of Q&P Steel near Fatigue Crack Tip Region Based on Micro-DIC / H. Gao, Z. Lin, X. Huang [et al.] // Materials 2022, Vol. 15, Page 6114. – 2022. – V. 15. – № 17. – P. 6114.

191. Friedrich, N. Crack Monitoring in Resonance Fatigue Testing of Welded Specimens Using Digital Image Correlation / N. Friedrich, S. Ehlers. // Journal of Visualized Experiments (JoVE). – 2019. – V. 2019. – № 151. – P. e60390.

192. Schöne, V. Identification and characterization of three-dimensional crack propagation mechanism in the Aluminium alloy AA2024-T3 using high-resolution Digital Image Correlation / V. Schöne, F. Paysan, E. Breitbarth. arXiv:2404.01852. – 2024.

193. Farahani, B. V. Multiscale Optical Methods to Measure the Fatigue Crack Closure / B. V. Farahani, F. Direito, P.J. Sousa [et al.] // Procedia Structural Integrity. – 2024. – V. 54. – P. 638-644.

194. Rabbolini, S. Fatigue crack growth in low cycle fatigue: an analysis of crack closure based on image correlation / S. Rabbolini, S. Beretta, S. Foletti. // Procedia Structural Integrity. – 2016. – V. 1. – P. 158-165.

195. Nowell, D. Optical methods for measurement of fatigue crack closure: moiré interferometry and digital image correlation / D. Nowell, R.J.H. Paynter, P.F.P. De Matos. // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 2010. – V. 33. – № 12. – P. 778-790.

196. Eremin, A. Application of digital image correlation for estimation of fatigue crack closure level / A. Eremin, R. Sunder, S. Panin. – 2016. – P. 030008.

197. Yusof, F. Real-time acquisition of fatigue crack images for monitoring crack-tip stress intensity variations within fatigue cycles / F. Yusof, P.J. Withers //

The Journal of Strain Analysis for Engineering Design. – 2009. – V. 44. – № 2. – P. 149-158. DOI: 10.1243/03093247JSA440.

198. Beretta, S. Multi-scale crack closure measurements with digital image correlation on Haynes 230 / S. Beretta, S. Rabbolini, A. Di Bello, H. Sehitoglu // Fracture and Structural Integrity. – 2015. – V. 9. – № 33. – P. 174-182.

199. Hos, Y. Measurement and simulation of strain fields around crack tips under mixed-mode fatigue loading / Y. Hos, M. Vormwald, J.L.F. Freire // Frattura ed Integrità Strutturale. – 2015. – V. 9. – № 33. – P. 42-55. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.33.06.

200. Wilkinson, A.J. Strains, planes, and EBSD in materials science / A.J. Wilkinson, T.Ben. Britton // Materials Today. – 2012. – V. 15. – № 9. – P. 366-376. DOI: 10.1016/S1369-7021(12)70163-3.

201. Krupp, U. The behavior of short fatigue cracks during Very High Cycle (VHCF) Fatigue of duplex stainless steel / U. Krupp, A. Giertler, M. Söker [et al.] // Engineering Fracture Mechanics. – 2015. – V. 145. – P. 197-209. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2015.03.024.

202. Man, J. Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part 1. State of the art and history† / J. Man, K. Obrtlík, J. Polák // Philosophical Magazine. – 2009. – V. 89. – № 16. – P. 1295-1336. DOI: 10.1080/14786430902917616.

203. Chai, G. Microscopic and nanoscopic study on subsurface damage and fatigue crack initiation during very high cycle fatigue / G. Chai, T. Forsman, F. Gustavsson // International Journal of Fatigue. – 2016. – V. 83. – P. 288-292. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.10.024.

204. Golański, G. Effect of Long-Term Service on Microstructure and Mechanical Properties of Martensitic 9% Cr Steel / G. Golański, A. Zielińska-Lipiec, A. Zieliński, M. Sroka // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2017. – V. 26. – № 3. – P. 1101-1107. DOI: 10.1007/s11665-017-2556-3.

205. Горкунов, Э.С. Влияние предварительной пластической деформации на поведение магнитных характеристик высокопрочной трубной стали контролируемой прокатки при упругом одноосном растяжении (сжатии)

/ Э.С. Горкунов, Ю.В. Субачев, А.М. Поволоцкая, С.М. Задворкин // Дефектоскопия. – 2015. – № 9. – С. 49-60.

206. Вильдеман, В.Э. Деформирование и разрушение полимерных композитов в условиях предварительных циклических и последующих квазистатических воздействий / В.Э. Вильдеман, О.А. Староверов // Сборник трудов V Международной научно-технической конференции Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКоМ - 2020) в дистанционном формате. – Москва, 2020. – С. 262-265.

207. Philippidis, T.P. Residual strength after fatigue in composites: Theory vs. experiment / T.P. Philippidis, V.A. Passipoularidis // International Journal of Fatigue. – 2007. – V. 29. – Residual strength after fatigue in composites. – № 12. – P. 2104-2116. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.019.

208. Post, N.L. Residual strength fatigue theories for composite materials / N.L. Post, J.J. Lesko, S.W. Case // Fatigue Life Prediction of Composites and Composite Structures. – Elsevier, 2020. – P. 77-97.

209. Панин, С.В. Диагностика начальной стадии климатического старения ПКМ по изменению коэффициента диффузии влаги / С.В. Панин, О.В. Старцев, А.С. Кротов // Труды ВИАМ. – 2014. – № 7. – С. 9. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-9-9.

210. Каблов, Е.Н. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. II. Развитие методов исследования ранних стадий старения / Е.Н. Каблов, В.О. Старцев // Деформация и разрушение материалов. – 2020. – № 1. – С. 15-21. DOI: 10.31044/1814-4632-2020-1-15-21.

211. Лобанов, Д.С. Влияние предварительного температурного старения на остаточную межслоевую прочность и стадийность накопления повреждений в конструкционном углепластике / Д.С. Лобанов, Е.М. Лунегова, А.И. Мугатаров // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2021. – Т. 2021. – № 1. – С. 41-51. DOI: 10.15593/perm.mech/2021.1.05.

212. Blaber, J. Ncorr: open-source 2D digital image correlation matlab softwar / J. Blaber, B. Adair, A. Antoniou // Experimental Mechanics. – 2015. – V. 55. – № 6. – P. 1105-1122.

213. Ботвина, Л.Р. Иерархия микротрещин при циклическом и статическом нагружении / Л.Р. Ботвина, А.И. Болотников, И.О. Синев // Физическая мезомеханика. – 2019. – Т. 22. – № 6. – С. 24-36. DOI: 10.24411/1683-805X-2019-16003.

214. Рыбакова, Л.М. Механические закономерности деструкции металла при объемном и поверхностном пластическом деформировании / Л.М. Рыбакова // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1998. – № 5. – С. 113-123.

215. Башков, О.В. Анализ эволюции дефектной структуры поликристаллических материалов на различных стадиях нагружения методом акустической эмиссии: дисс. доктора технических наук / О.В. Башков. – Комсомольск-на-Амуре гос. техн. ун-т, 2011. – 365 с.

216. Ботвина Л.Р. О характерных напряжениях деградации конструкционных материалов при растяжении / Ботвина Л.Р., Болотников А.И., Синев И.О // Металлы. – 2025. – № 2. – С. 49-56. DOI: 10.31857/S0869573325024956.

217. Ботвина, Л.Р. Особенности деформации и разрушения нержавеющей стали с разным размером зерен / Л.Р. Ботвина, А.И. Болотников, В.П. Левин и др. // Металлы. – 2024. – Т. 0. – № 6. – С. 75-86.

218. Ковалёв А. Влияние изотермического α' -мартенсита на механические свойства и коррозионную стойкость высоколегированных литых Cr-Mn-Ni-сталей / Ковалёв А., Вейсс А., Шелер П. Р. и др. // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2011. – Т. 4. – С. 7-14.

219. Kubotsch, M. Impact of surface preparation on the formation of deformation-induced α' -martensite in a metastable austenitic steel / M. Kubotsch, R. Scheck, D. Willer [et al.] // Practical Metallography. – 2022. – V. 59. – № 2. – P. 75-91. DOI: 10.1515/pm-2022-0008.

220. Chao, Q. The effect of post-processing heat treatment on the microstructure, residual stress and mechanical properties of selective laser melted 316L stainless steel / Q. Chao, S. Thomas, N. Birbilis [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – V. 821. – P. 141611. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141611.

221. Синев, И.О. О корреляции поврежденности и параметров неразрушающего контроля при растяжении образцов из судостроительной стали F500W / И.О. Синев // Физико-химия и технология неорганических материалов: Сборник материалов XX российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов. – Москва: Буки Веди, 2023. – С. 97-99.

222. Ботвина, Л.Р. Кинетика накопления повреждений в низкоуглеродистой стали при растяжении / Л.Р. Ботвина, Н.А. Жаркова, М.Р. Тютин и др. // Деформация И Разрушение Материалов. – 2005. – № 3. – С. 2-8.

223. Ботвина, Л.Р. Формирование каскада пластических зон при циклическом нагружении малоуглеродистой стали / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин // Доклады Академии Наук. – 2007. – Т. 417. – № 5. – С. 635-638.

224. Ботвина, Л.Р. Малые усталостные трещины в аддитивной стали 316L: влияние на механические свойства, параметры акустической эмиссии и кинетику разрушения / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин., А.И. Болотников и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2024. – № 2. – С. 25-34. DOI: 10.31044/1814-4632-2024-2-25-34.

225. Синев, И.А. Кинетика накопления микротрещин при статическом и циклическом нагружении стали 316L, полученной методом аддитивной технологии / И.А. Синев, Е.Н. Белецкий, И.А. Иванов и др. // Актуальные проблемы прочности (АПП-2023): Материалы LXVI Международной конференции. – Зеленогорск: ООО «Издательство ВВМ», 2023. – С. 35.

226. Ботвина, Л.Р. Влияние предварительного циклирования на характеристики акустической эмиссии конструкционной стали 15Х2ГМФ /

Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, А.И. Болотников, Т.Б. Петерсен // Металлы. – 2021. – № 1. – С. 37-48.

227. Ботвина, Л.Р. Циклическая деградация аустенитной стали 12X18H10T с различным размером зерен / Л.Р. Ботвина, А.И. Болотников, М.Р. Тютин и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2026. – № 3. – С. 27-40.

228. Li, L. The influence of grain size on acoustic emission characteristic in commercial-purity zirconium during tensile deformation / L. Li, Z. Zhang, G. Shen // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – V. 639. – P. 89-96. DOI: 10.1016/j.msea.2015.04.081.

229. Li, L. Effect of Grain Size on the Tensile Deformation Mechanisms of Commercial Pure Titanium as Revealed by Acoustic Emission / L. Li, Z. Zhang, G. Shen // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2015. – V. 24. – № 5. – P. 1975-1986. DOI: 10.1007/s11665-015-1447-8.

230. Botvina, L.R. Small Fatigue Cracks in Additive 316L Steel: Effect on Mechanical Properties, Acoustic Emission Parameters, and Fracture Kinetics / L.R. Botvina, M.R. Tyutin, A.I. Bolotnikov [et al.] // Russian Metallurgy (Metally). – 2024. – V. 2024. – № 2. – P. 487-494. DOI: 10.1134/S0036029524700848.

231. Ботвина Л.Р., Оценка характеристик множественного и локализованного разрушения методами акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений / Л.Р. Ботвина, А. И. Болотников, М. Р. Тютин //Металлы. – 2024. – №. 1. – С. 65-73.

232. Ботвина, Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности / Л.Р. Ботвина. – М:Наука. – 2008. – 334 с.

233. Жаркова, Н.А. Стадийность накопления повреждений в низкоуглеродистой стали в условиях одноосного растяжения / Н.А. Жаркова, Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин // Металлы. – 2007. – № 3. – С. 64-71.

234. Ботвина, Л.Р. Исследование деградации высокохромистой трубной стали в условиях коррозии / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, А.И. Болотников и др.

// Деформация и разрушение материалов. – 2026. – № 2. – С. 35-40. DOI:
10.31044/1814-4632-2026-2-35-40.

ПРИЛОЖЕНИЕ



ЦЕНТР
ИССЛЕДОВАНИЙ
ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ
СИТУАЦИЙ

EXTREME SITUATIONS RESEARCH CENTER LTD

143405, область Московская, г.о. Красногорск,
г. Красногорск, ул. Почтовая, д. 3, помещ. 21, ком. 6
тел. (495) 221 84 01, факс (495) 221 84 02
www.esrc.ru e-mail: esrc@esrc.ru

Исх. № 05-26-2 от 26.05 202 г.
На № _____ от _____ 202 г.

Акт

**об использовании (внедрении) результатов диссертационного исследования
Болотникова Алексея Игоревича
на тему «Исследование закономерностей деградации конструкционных материалов в
процессе нагружения методами механики и физики разрушения»
представленного на соискание ученой степени кандидата технических наук по
специальности 2.6.1 – «Металловедение и термическая обработка металлов и
сплавов»**

Настоящий акт подтверждает, что результаты диссертационного исследования «Исследование закономерностей деградации конструкционных материалов в процессе нагружения методами механики и физики разрушения» внедрены в деятельность Общества с ограниченной ответственностью «Центр исследований экстремальных ситуаций» (ООО «ЦИЭКС»).

В диссертации разработан комплекс диагностических критериев оценки степени усталостной поврежденности конструкционных сталей на основе параметров акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений, а также программное обеспечение для количественного анализа полей деформации. Разработанные критерии и программные средства использованы в ООО «ЦИЭКС» при совершенствовании алгоритмов оценки технического состояния несущих конструкций в составе систем мониторинга гидротехнических сооружений, а также при разработке методической базы экспертизы промышленной безопасности опасных производственных объектов. Внедрение позволяет повысить достоверность прогнозирования остаточного ресурса конструкционных материалов и расширить функциональные возможности программного обеспечения для анализа рисков и оценки обстановки в условиях техногенных аварий.

Генеральный директор
ООО «ЦИЭКС»



/Сушев С.П./