

На правах рукописи



Болотников Алексей Игоревич

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

Специальность 2.6.1 – Metalловедение и термическая обработка металлов и
сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва – 2026

Работа выполнена в лаборатории структурной механики и физики разрушения материалов им. академика И.И. Новикова (№21) Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН).

Научный руководитель: **Ботвина Людмила Рафаиловна,**
доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник лаборатории структурной механики и физики разрушения материалов им. академика И.И. Новикова №21 ИМЕТ РАН

Официальные оппоненты: **Кудря Александр Викторович,**
доктор технических наук, профессор кафедры металловедения и физики прочности Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Марченков Артем Юрьевич,
кандидат технических наук, доцент кафедры технологии металлов Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования Национальный исследовательский университет «МЭИ»

Ведущая организация: **Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения имени А.А. Благонравова Российской академии наук,**
101000, Москва, Малый Харитоньевский переулок, дом 4

Защита диссертации состоится «15» октября 2026 года в 11:00 часов на заседании диссертационного совета 24.1.078.01 в ИМЕТ РАН по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский проспект, д. 49.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИМЕТ РАН, а также на официальном сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru>. Автореферат диссертации размещен на официальных сайтах ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru> и ВАК <https://vak.minobrnauki.gov.ru/main>.

Автореферат разослан « » 2026 г.

Ученый секретарь
Диссертационного совета 24.1.078.01,
доктор технических наук



Кольчугина Н.Б.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы.

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, целенаправленно варьировать степень поврежденности и изучать ее влияние на механические и физические свойства материала в рамках лабораторного 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 материала. 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 О.В. Башкова, Л.Р. Ботвиной, С.И. Буйло, А.Ю. Виноградова, Э.С. Горкунова, В.И. Иванова, Ю.Г. Матвиенко, Н.А. Махутова, Т.Б. Петерсен, Л.Н. Степановой, А.Н. Серьезнова, а также зарубежных авторов A. Carpinteri, C.U. Grosse, M. Ohtsu, M.G.R. Sause, T. Shiotani 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 проводились, что определяет актуальность настоящей работы.

Цель и задачи работы.

Целью настоящей работы является 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.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи**:

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 диссертационной работы состоит в следующем:

– установлены общие закономерности изменения параметров акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений в результате циклической деградации бейнитных (F500W, 15X2ГМФ) и аустенитных сталей (12X18H10T 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_{1max}) и угол нарастания (RA) возрастают; установлена информативность предложенных критериев деградации при коррозионных испытаниях трубной стали 15X13H2;

– 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 механических свойств, параметров АЭ и КЦИ вследствие циклической деградации; фазовое превращение в нестабильной аустенитной стали 12X18H10T 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 12X18H10T после термической обработки, подобные соотношению Холла–Петча.

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_{1max}).

2. Взаимосвязь параметров акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений с относительной циклической долговечностью (N/N_f) исследуемых сталей; параметров АЭ - с размером слабодеформированной 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 ее 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.

Практическая значимость работы.

1. Предложен комплекс диагностических критериев оценки степени усталостной поврежденности конструкционных сталей на основе параметров акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений, обеспечивающий повышение достоверности прогнозирования остаточного ресурса ответственных конструкций в судостроении, нефтегазовой отрасли и энергетике, в том числе изготовленных из арктической судостроительной стали F500W, стали нефтяных насосных штанг 15X2ГМФ; установлена применимость критериев к коррозионной деградации трубной стали 15X13Н2.
2. Разработано программное обеспечение для количественного анализа полей деформации и размеров пластических зон по данным корреляции цифровых изображений, позволяющее получать количественные характеристики локализации деформации для оценки степени деградации материала.
3. Результаты работы внедрены в деятельность ООО «Центр исследований экстремальных ситуаций»: разработанные критерии и программные средства использованы при совершенствовании алгоритмов оценки технического состояния несущих конструкций в составе систем мониторинга гидротехнических сооружений и при разработке методической базы экспертизы промышленной безопасности опасных производственных объектов.

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 экспериментальных результатов, полученных методами АЭ и КЦИ. Совместно с научным руководителем и соавторами подготовлены и опубликованы статьи в научных журналах.

Апробация работы.

Основные результаты были представлены на российских и международных конференциях: 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, Istanbul.

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 работы.

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.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность диссертационной работы, сформулированы цели и задачи, представлены основные положения научной новизны, отмечена практическая значимость, а также положения, выносимые на защиту.

В первой главе приведен анализ отечественных и зарубежных исследований по методам и подходам к оценке деградации конструкционных материалов при различных видах нагружения. Рассмотрены критерии и механизмы деградации при статическом, циклическом и комбинированном нагружении, а также современные физические методы диагностики – акустическая эмиссия, корреляция цифровых изображений, методы структурного и фрактографического анализа. Сформулированы основные нерешенные задачи, определяющие направление настоящего исследования.

Во второй главе описаны материалы и методы исследования. Приведены химический состав, структура и стандартные механические свойства сталей с бейнитной (F500W, 15X2ГМФ) и аустенитной (12X18Н10Т, аддитивная сталь 316L) структурой, данные по испытаниям на коррозионную стойкость образцов из трубной стали 15X13Н2 и по испытаниям на трещиностойкость компактных плоских образцов из стали 20. Описаны методики циклических и статических испытаний, системы регистрации АЭ и КЦИ, методы фрактографического анализа.

Образцы **стали F500W** были вырезаны из листа арктической судостроительной стали толщиной 60 мм производства ПАО «Северсталь». Структура стали в состоянии поставки после закалки с прокатного нагрева с отпуском – бейнит.

Образцы из **стали 15X2ГМФ** были вырезаны из насосных штанг, для изготовления которых осуществляли термическую обработку, включающую аустенизацию при температуре 880 °С с охлаждением на воздухе, и отпуск при температуре 550-600 °С. Структура стали 15X2ГМФ после термической обработки представляет собой бейнит.

Исследованные в работе образцы из нержавеющей **стали 12X18Н10Т** двух партий (обозначены как партия «I» и партия «II») были подвергнуты термической обработке: выдержке 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 и 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.

Образцы из аустенитной **стали 316L** были изготовлены методом аддитивной печати на отечественной установке селективного лазерного сплавления (СЛС) MeltMaster3D-550 из металлопорошковой композиции. В результате были получены заготовки сечением 15×15 мм и длиной 100 мм, из которых электроискровым способом были вырезаны корсетные образцы. После вырезки образцов их боковые поверхности и кромки в рабочей части были отшлифованы наждачной бумагой разной зернистости (от Р60 до Р600).

Помимо перечисленных материалов, составивших основную часть исследования, были проведены испытания образцов из трубной **стали 15X13Н2** после выдержки в коррозионной среде с целью апробации установленных критериев деградации и испытания **компактных образцов из стали 20** для демонстрации эффективности использования метода КЦИ при оценке характеристик трещиностойкости.

Методика проведения испытаний сталей F500W, 15X2ГМФ, 12X18Н10Т и 316L включала в себя несколько этапов: на **первом этапе** для каждого из исследуемых материалов были определены стандартные механические свойства (на установке Instron 3382) и получена кривая усталости (на установке Instron 8801); на **втором этапе** корсетные образцы из исследуемых материалов были подвергнуты предварительному циклическому нагружению до различных значений относительного числа циклов N/N_f , где N_f – число циклов при разрушении; на **третьем этапе** корсетные образцы в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения растягивали с постоянной скоростью на установке Instron 8801 с одновременной записью сигналов акустической эмиссии (АЭ) и оценкой полей деформаций 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 50-970 кГц. Регистрировали следующие параметры АЭ: активность ($\dot{N}_{АЭ}$), накопленное число сигналов АЭ ($\Sigma N_{АЭ}$), RA-параметр, равный отношению времени нарастания сигнала к его амплитуде, среднюю частоту сигналов AF (отношение количества пересечений сигналом порога регистрации к длительности сигнала), частотный центроид FC (характеризующий положение центра масс спектра сигнала), пиковую частоту PF (определяющую частоту с наивысшей магнитудой в частотном распределении) и $b_{АЭ}$ -параметр, отражающий долю высокоамплитудных сигналов.

Регистрацию полей деформации выполняли методом КЦИ с помощью цифровой видеокамеры с глобальным затвором DMK 33UX250 (разрешение 5 Мп), снабженной объективом TCL 3520, с частотой 2 кадра/с. Первичный расчёт полей смещений и деформаций по изображениям выполняли с помощью некоммерческого программного продукта с открытым исходным кодом «Ncorr». Дальнейший количественный анализ параметров КЦИ проводили с использованием самостоятельно разработанного программного обеспечения в среде Matlab. В процессе нагружения были оценены значения главной деформации ε_1 , рассчитанной по формуле:

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

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

По полученным полям деформаций были определены площади слабodeформированной (S_L) и сильnodeформированной (S_H) пластических зон, формирующихся, соответственно, на ранней и более поздней стадиях разрушения, выделенных ранее методом рентгеноструктурного анализа (Ботвина Л.Р., Клевцов Г.В., Гладилов Ю.С., 1982). При этом за слабodeформированную зону была принята пластическая зона, в пределах которой значения главной деформации составляли $\varepsilon_1 > 0,01$ для всех исследованных сталей, а за сильnodeформированную – зону с $\varepsilon_1 > 0,17-0,2$ для сталей F500W и 15X2ГМФ и с $\varepsilon_1 > 0,25-0,3$ для сталей 12X18Н10Т и 316L. Указанные границы сильnodeформированной зоны были выбраны исходя из величины максимального значения главной деформации ε_{1max} в точке σ_{D2} , способ определения которой описан в главе 3.

Анализ изломов был проведен на растровом электронном микроскопе LEO 1420 и электронно-зондовом микроанализаторе JEOL JXA-iSP100.

В третьей главе приведены данные о взаимосвязи механических и физических характеристик исследуемых материалов в исходном состоянии при растяжении.

В **разделе 3.1** приведена методика выделения стадий развития разрушения. Границами стадий изменения активности АЭ, как было показано в работе (Башков О.В., 2011), могут быть напряжения, соответствующие достижению предела микротекучности,

предела текучести, предела прочности, а также напряжения перелома деформационной зависимости первой производной напряжения по деформации. В данном исследовании с целью установления взаимосвязи характерных точек диаграммы растяжения с параметрами акустической эмиссии и цифровой корреляции изображений был проведен анализ кривой деформации и получены зависимости первой и второй производной напряжения по относительной деформации. На рисунке 1 приведены кривые нагружения корсетных образцов из стали F500W (рис. 1, а), стали 15Х2ГМФ (рис. 1, б), стали 12Х18Н10Т (партия I) после закалки при температуре $T_3=1200^\circ\text{C}$ (рис. 1, в) и полученной аддитивным методом стали 316L (рис. 1, г). Кривые нагружения построены в координатах напряжение – относительная деформация ε^* ($\varepsilon^* = \varepsilon/\varepsilon_{\max}$).

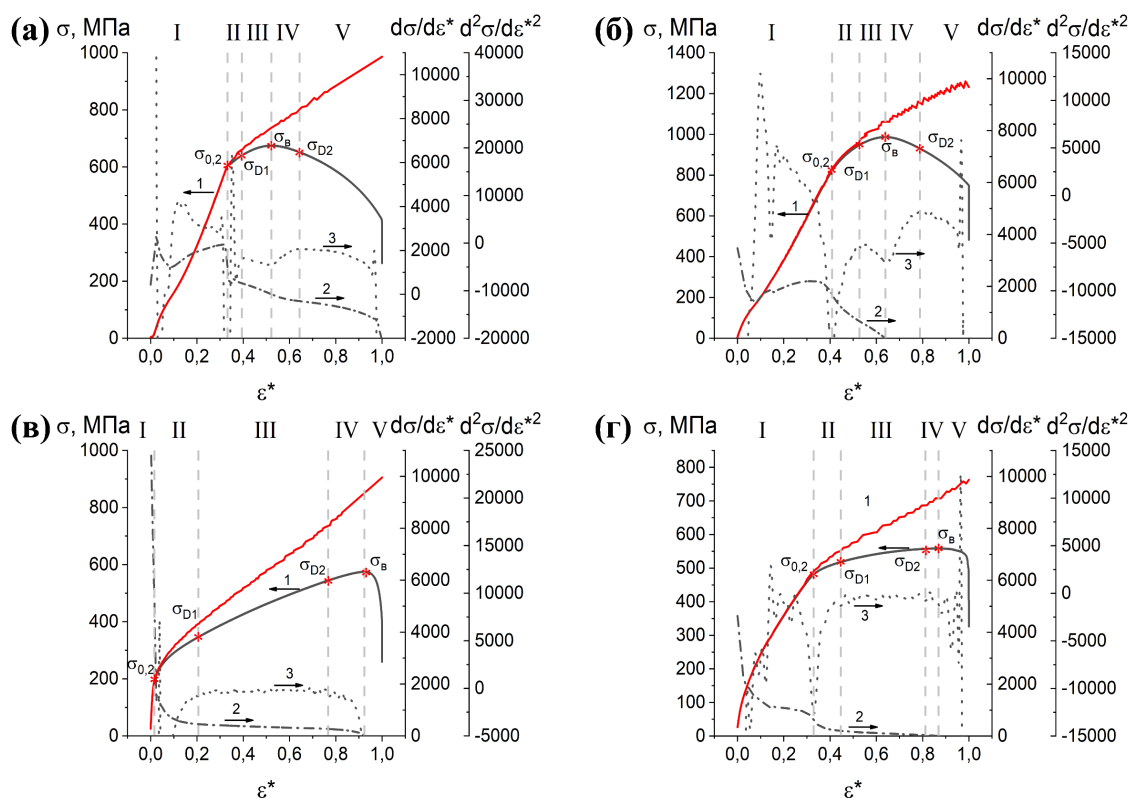


Рисунок 1. Деформационные зависимости напряжения, первой (кривая 2) и второй (кривая 3) производных напряжения по деформации исходного образца из стали F500W (а), стали 15Х2ГМФ (б), стали 12Х18Н10Т (партия I) после закалки при $T_3=1200^\circ\text{C}$ (в) и стали 316L (г) в исходном состоянии. Красным цветом отмечена истинная кривая нагружения, полученная методом КЦИ для каждого из материалов

На деформационной зависимости второй производной напряжения по относительной деформации ε^* сталей F500W, 15Х2ГМФ, 12Х18Н10Т и 316L выделены две характерные точки. Для аустенитных сталей 12Х18Н10Т и 316L эти точки совпадают с началом и концом плато на зависимости второй производной от относительной деформации (рис. 1, в, г), тогда как для бейнитных сталей F500W и 15Х2ГМФ они соответствуют локальным максимумам второй производной на той же кривой (рис. 1, а, б). Первая из выделенных точек совпадает с выделенной ранее Л.М. Рыбаковой (Рыбакова, 1998) точкой деструкции σ_{D1} , а вторая точка σ_{D2} является новой.

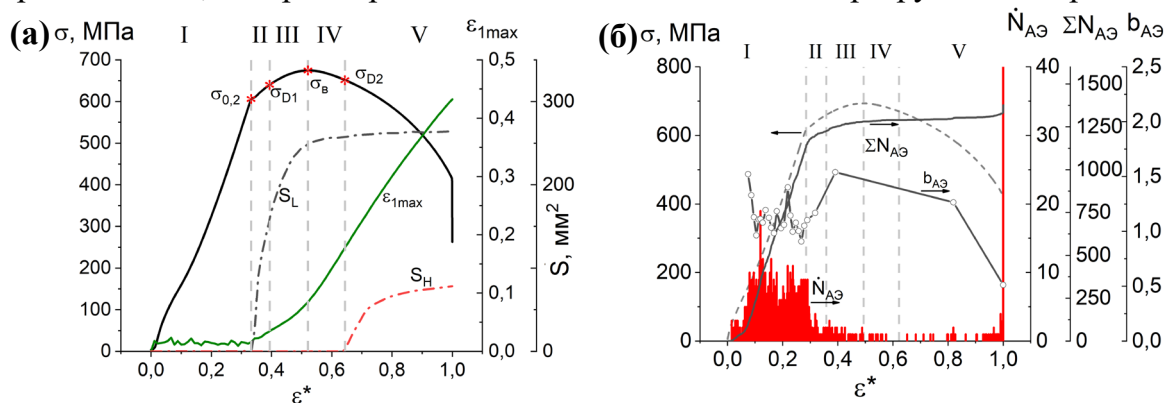
Нелинейность изменения построенных зависимостей кривой нагружения и значений первой и второй производной в функции деформации позволяет выделить 5 стадий, характеризующих процесс разрушения материалов. Стадия I характеризуется упругой деформацией от начала растяжения материала до предела упругости. На данной

стадии наблюдается снижение первой производной $d\sigma/d\varepsilon^*$. Характерным напряжением данной стадии является значение предела текучести материала $\sigma_{0,2}$. Границей перехода между стадиями II и III является напряжение σ_{D1} – точка деструкции, при достижении которой в процессе растяжения аустенитных сталей (рис. 1, в, г) начинается область, близкая к плато на деформационной зависимости второй производной напряжения по деформации. На стадии IV кривых деформации этих сталей в конце плато достигается характерная точка σ_{D2} , после которой происходит локализация деформации, сопровождаемая слиянием микротрещин и снижением значения второй производной $d^2\sigma/d\varepsilon^{*2}$. Стадию V, начинающуюся от предела прочности, характеризуют снижение значения первой производной и последующий долом образца.

При испытании бейнитных сталей (Рис. 1, а, б) деформационные зависимости первой $d\sigma/d\varepsilon^*$ и второй производной $d^2\sigma/d\varepsilon^{*2}$ демонстрируют более сложное поведение: вместо плато слева и справа от предела прочности присутствуют локальные максимумы, которые были приняты за σ_{D1} и σ_{D2} соответственно. Отличительными особенностями стадийности разрушения этих сталей 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. 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.

В разделе 3.2 описывается стадийность изменения параметров АЭ и КЦИ для корсетных образцов из **стали F500W**. На основе подхода, описанного в разделе 3.1, было выделено пять характерных стадий процесса разрушения. Использование метода КЦИ позволило выявить формирование при растяжении пластических зон слабой (S_L) и сильной (S_H) локализации деформации. Значения главной деформации, соответствующие формированию этих зон, составляют $\varepsilon_1=0,01$ для слабodeформированной и $\varepsilon_1=0,17$ – сильнодеформированной зон, характеризующих достижение условного предела текучести и напряжения σ_{D2} .

Как видно из рисунка 2, а, выделенные ранее стадии развития разрушения отвечают изменению параметров деформации образца, полученных методом КЦИ. Так, при достижении напряжения $\sigma_{0,2}$ в начале стадии II появляется слабodeформированная пластическая зона (S_L), которая быстро растет и выходит на плато на стадии IV. Конец этой стадии соответствует началу формирования сильнодеформированной пластической зоны (S_H), 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.



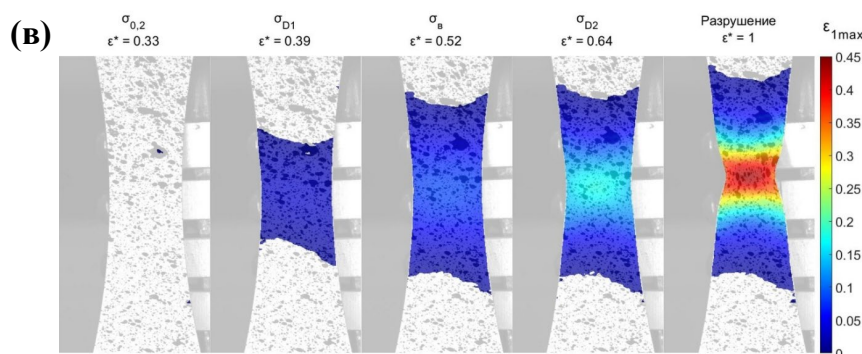
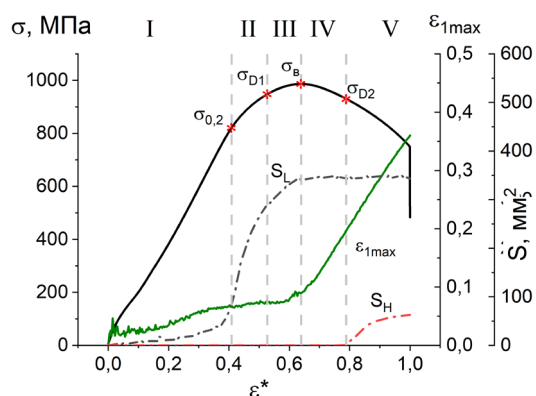
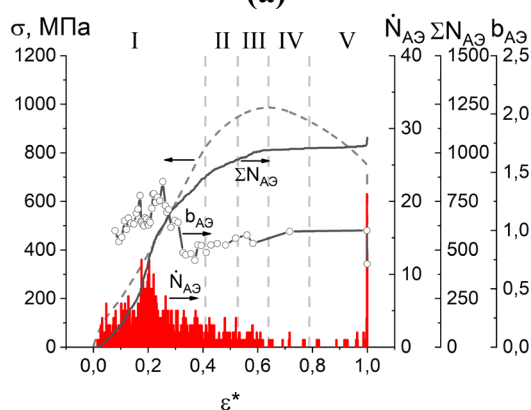


Рисунок 2. Стадийность разрушения стали F500W в исходном состоянии по данным механических испытаний, АЭ- и КЦИ- анализа

Откликом на представленные выше события являются изменения характеристик АЭ. На рисунке 2, б представлены зависимости напряжения, активности $\dot{N}_{АЭ}$ и суммарного числа $\Sigma N_{АЭ}$ событий АЭ. Как следует из графика, наибольшая $\dot{N}_{АЭ}$ наблюдается на упругой стадии I. Образование зоны S_L в начале стадии II обуславливает резкое снижение числа регистрируемых сигналов вплоть до разрушения образца в конце стадии V. Анализ $b_{АЭ}$ -параметра показывает, что высокоамплитудные сигналы характерны для стадий I и V.



(а)



(б)

Рисунок 3. Стадийность разрушения стали 15X2ГМФ в исходном состоянии по данным механических испытаний, АЭ- и КЦИ- анализа

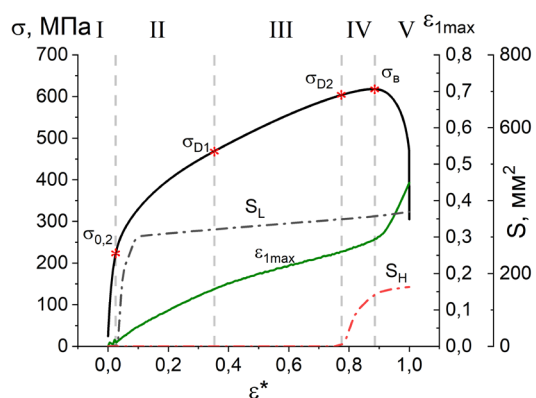
После формирования зоны S_L на стадии II их доля уменьшается, о чем свидетельствует рост $b_{АЭ}$ -параметра. На стадии V резкое падение $b_{АЭ}$ -параметра, напротив, указывает на преобладание высокоамплитудных сигналов, что служит характерным предвестником разрушения материала. Следует отметить появление периода затишья акустических событий в начале стадии III (рис. 2, б), отвечающее перелому деформационной зависимости суммарного числа сигналов и формированию слабodeформированной зоны. Это подтверждает предположение о том, что акустическое затишье связано с локализацией процесса разрушения.

Раздел 3.3 посвящен изучению стадийности изменения параметров АЭ и КЦИ для корсетных образцов из стали 15X2ГМФ. Хотя анализ кривой деформации стали 15X2ГМФ выявил те же пять стадий разрушения, которые наблюдали при испытании стали F500W, кинетика процесса разрушения имела особенности, связанные с более высокой прочностью данной стали. На рисунке 3 представлены деформационные зависимости параметров КЦИ и АЭ, позволяющие проследить эти отличия.

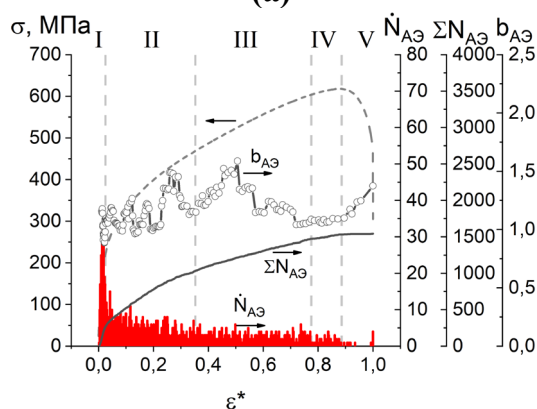
Видно, что, подобно стали F500W, зарождение зоны S_L происходит вблизи $\sigma_{0.2}$. Зона S_L интенсивно растет на стадиях II и III, после чего скорость роста замедляется при напряжении, близком к σ_{D1} , и выходит на плато к стадии IV. В отличие от рассмотренной ранее стали F500W, перелом на деформационной зависимости ϵ_{1max} наблюдается позже, на стадии III, что может быть следствием более

высокой прочности стали 15Х2ГМФ. Соответственно, и формирование зоны S_H также происходит при больших степенях относительной деформации ε^* по сравнению со сталью F500W.

Зависимости параметров $\dot{N}_{AЭ}$ и $\Sigma N_{AЭ}$ для стали 15Х2ГМФ (рис. 3, б) качественно повторяют поведение, зафиксированное для F500W. Более информативными оказываются амплитудные характеристики. На рисунке 3 показано изменение $b_{AЭ}$ -параметра. Как и у предыдущей стали, 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 монотонно возрастает, указывая на преобладание низкоамплитудных событий. Резкое его падение в конце стадии V является предвестником макроразрушения. Как и при испытании стали F500W, на деформационных зависимостях акустических сигналов стали 15Х2ГМФ наблюдается акустическое затишье, свидетельствующее о локализации разрушения.



(а)



(б)

Рисунок 4. Стадийность разрушения стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии с размером зерен 21 мкм по данным механических испытаний, АЭ- и КЦИ- анализа

параметра. С увеличением размера зерна с 21 мкм до 117 мкм выделенная ранее стадийность сохраняется, но сам вид деформационных зависимостей претерпевает некоторые изменения. Отмечается значительное снижение активности АЭ на стадии I. Увеличивается скорость роста максимального значения главной деформации ε_{1max} и размер зон пластической деформации.

При увеличении зерна до 280 мкм отмеченная на предыдущих графиках стадийность не меняется, активность АЭ на стадии I снижается еще больше, но

Чтобы оценить влияние размера зерна на стадийность разрушения и параметры АЭ и КЦИ, в разделе 3.4 была исследована аустенитная сталь 12Х18Н10Т (партия I) с различной температурой закалки, обеспечивающей получение разного размера зерна. Как и для ранее рассмотренных бейнитных сталей, анализ кривых деформации (рис. 4) позволил выделить пять стадий, однако их проявление существенно зависело от структурного состояния материала.

Как видно из рисунка 4, а, в начале стадии II появляется зона S_L , которая быстро растет до середины стадии II и достигает плато вследствие выхода зоны к краю захвата, что не позволяет фиксировать рост зоны пластической деформации на всей поверхности образца методом КЦИ. После достижения напряжения σ_{D2} на IV-ой стадии формируется зона S_H с максимальной главной деформацией $\varepsilon_{1max} > 0,25$, свидетельствующая о начале процесса локализации деформации. На границе стадий III–IV при достижении предела прочности скорость ее роста снижается, и происходит очевидная локализация деформации, сопровождаемая резким ростом ε_{1max} .

Изменения характеристик АЭ, являющихся откликом на описанные выше события, представлены на рисунке 4, б. Образование слабдеформированной зоны при относительной деформации $\sim 0,1$ приводит к снижению $b_{AЭ}$ -

наблюдается резкий рост суммарного числа сигналов акустической эмиссии ΣN_{AE} , изменение деформационных зависимостей b_{AE} -параметра и рост площади зоны S_H (рис. 5).

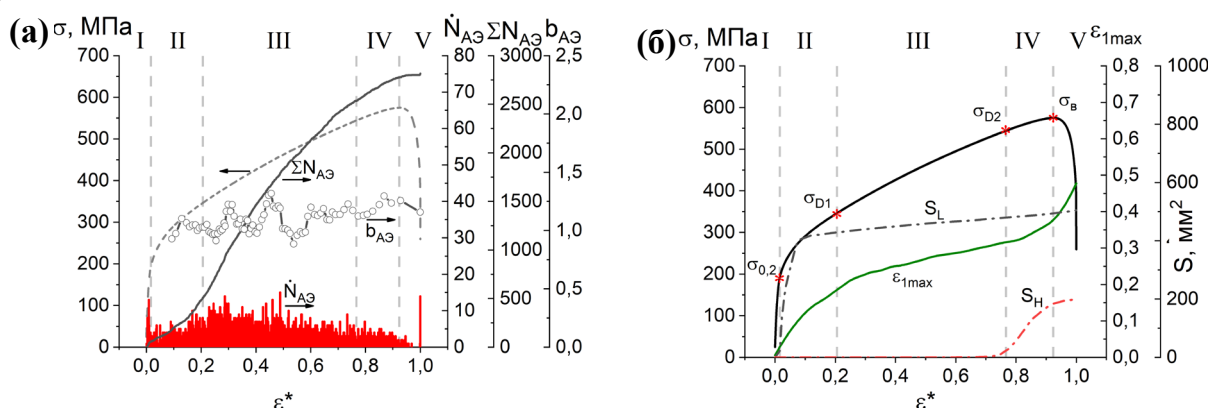


Рисунок 5. Стадийность разрушения стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии с размером зерен 280 мкм по данным механических испытаний, АЭ- и КЦИ-анализа

На рисунке 6 представлены зависимости от размера зерен стали 12Х18Н10Т прочностных параметров ($\sigma_{0,2}$, σ_B), площадей пластических зон и акустических параметров – пиковой частоты, средней частоты и частотного центроида сигналов, характеризующих форму акустических сигналов, в значительной степени определяющей механизм развития поврежденности.

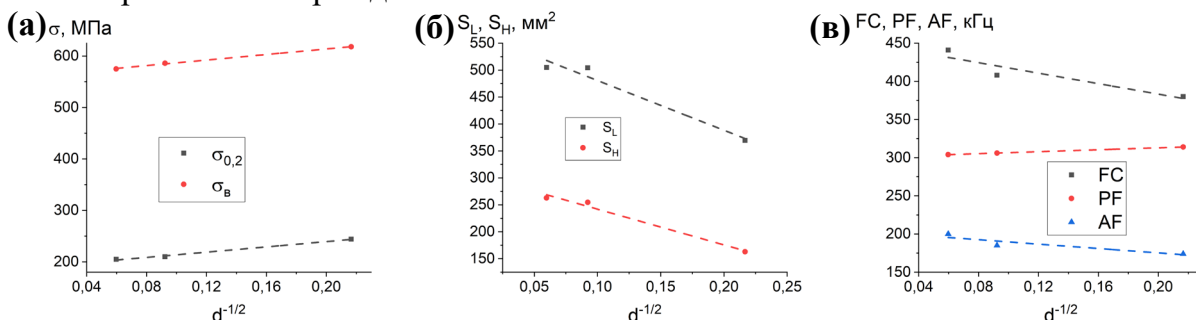


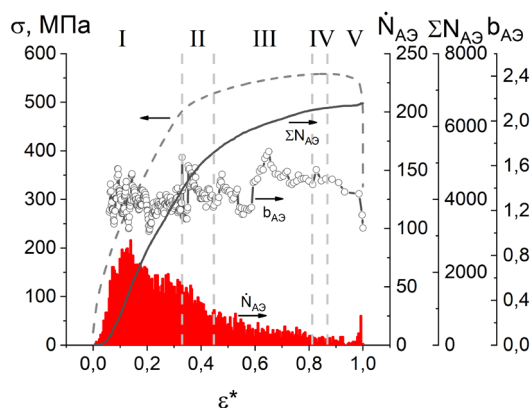
Рисунок 6. Зависимости от размера зерен прочностных свойств (а), площадей пластических зон S_L , S_H (б) и параметров АЭ – частотного центроида FC, пиковой частоты сигналов PF, средней частоты AF (в)

Из рисунка следует, что все отмеченные выше зависимости акустических параметров, а также площади слабо- и сильнодеформированной зоны удовлетворяют соотношениям типа Холла-Петча ($\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$), но наибольшее влияние размер зерен оказывает на значения площади пластических зон (рис. 6, б), которые значительно возрастают с его увеличением.

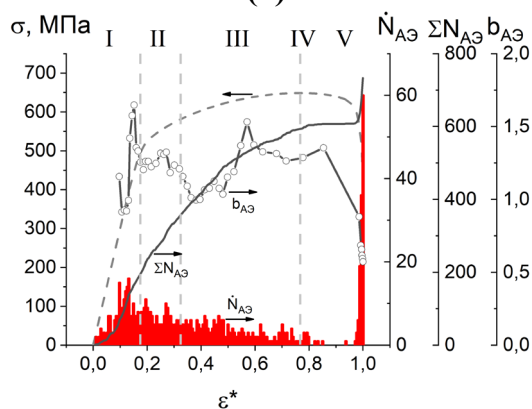
Раздел 3.5 посвящен стадийности изменения параметров АЭ и КЦИ при испытании корсетных образцов из стали 316L, полученной методом селективного лазерного сплавления. Были проведены испытания на растяжение образцов из этой стали в исходном состоянии (после печати) и после модификации технологии изготовления (замены сканатора) с последующей термической обработкой при $T=750$ °С (выдержка 2 часа с охлаждением в печи). Такая обработка привела к повышению прочностных характеристик, однако существенных изменений структуры не произошло.

Аналогично рассмотренным ранее сталям анализ кривой нагружения позволил выделить 5 стадий, характеризующих процесс разрушения материалов. I-я стадия отличается высокими значениями активности сигналов $\dot{N}_{AE}$ и b_{AE} -параметра, на II-ой

стадии активность сигналов падает, а $b_{AЭ}$ -параметр снижается (рис. 7). Переход от стадии III к стадии IV характеризуется сильным снижением $\dot{N}_{AЭ}$ и началом акустического



(а)



(б)

Рисунок 7. Деформационные зависимости напряжения и акустических параметров стали 316L с исходной (а) и модифицированной (б) структурой при растяжении

затишья, изменения $b_{AЭ}$ -параметра и частотных характеристик (PF, FC) незначительны. На V-ой стадии предразрушения происходит резкое снижение $b_{AЭ}$ -параметра и увеличение активности $\dot{N}_{AЭ}$. Обращает на себя внимание, что после модификации структуры наибольшие изменения претерпевают параметры $\dot{N}_{AЭ}$, $\Sigma N_{AЭ}$, что может свидетельствовать как об уменьшении количества дефектов, являющихся источниками АЭ, так и об их слиянии и укрупнении.

Деформационные зависимости параметров КЦИ для материала с исходной структурой и после модификации приведены на рисунке 8.

Как видно из рисунка, 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 зоны S_L . II-я стадия характерна ростом максимального значения главной деформации ϵ_{1max} и слабodeформированной зоны S_L . Стадии III-IV связаны с уменьшением скорости роста зоны S_L и появлением сильнодеформированной зоны S_H . На V-ой стадии происходит формирование магистральной трещины и разрушение образца, которое сопровождается ростом сильнодеформированной зоны S_H . Модификация структуры привела к более раннему образованию пластических зон и большим значениям ϵ_{1max} .

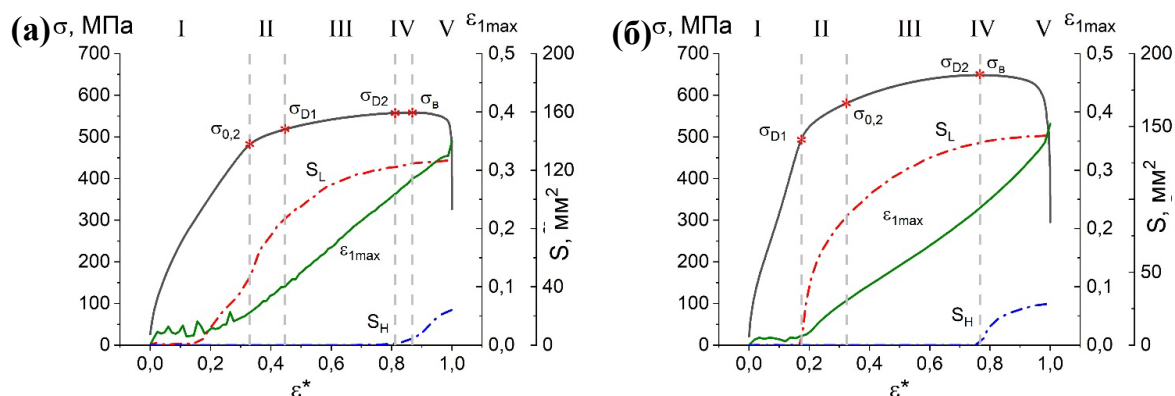


Рисунок 8. Деформационные зависимости напряжения и параметров, оцененных методом КЦИ, при растяжении образцов из стали 316L с исходной (а) и модифицированной (б) структурой

В разделе 3.6 описана иерархия микротрещин в исследованных сталях. Показано, что стадийность изменения параметров акустической эмиссии и динамики роста пластических зон находится в согласии с иерархической структурой развития

микротрещин, наблюдаемой на поверхности исследуемых материалов и изученной ранее при анализе поврежденности сталей 20, 45 и 12X18H10T (Ботвина, Болотников, Синев, 2019). Построение деформационных зависимостей концентрации микротрещин на поверхности образцов стали F500W обнаружило, что на стадиях роста слабдеформированной зоны происходит резкое увеличение числа малых и средних микротрещин, слияние которых сопровождается формированием сильнодеформированной зоны, ростом концентрации крупных дефектов и резким падением $b_{AЭ}$ -параметра. В аддитивной стали 316L разрушение определяется преимущественно зарождением и слиянием поперечных микротрещин по границам ванн расплава, при этом характерный размер дефектов на порядок превышает таковой в стали традиционного производства; для стали 15X2ГМФ иерархия накопления дефектов выражена менее отчетливо ввиду структурных особенностей материала.

Раздел 3.7 посвящен сравнению полученных данных для четырех исследованных сталей с различной структурой. Приведенные в разделе результаты показали, что совместный анализ механических характеристик, параметров АЭ и данных КЦИ позволяет количественно оценить кинетику их разрушения. Сравнение бейнитных (F500W, 15X2ГМФ) и аустенитных (12X18H10T, 316L) сталей выявило следующие различия, определяемые типом микроструктуры и технологией изготовления.

Наиболее существенные отличия зафиксированы в изменении параметров АЭ. У бейнитных сталей после достижения предела текучести формируется протяженная область акустического затишья, а деформационные зависимости $\Sigma N_{AЭ}$ имеют четкий перелом. Аустенитные стали характеризуются значительно более высокой активностью сигналов на упругой стадии и отсутствием области акустического затишья, что связано, вероятно, с образованием мартенсита деформации в стали 12X18H10T и технологическими дефектами в аддитивной стали 316L. Показано, что параметр $\Sigma N_{AЭ}$ может служить индикатором дефектности аддитивных материалов: в стали 316L с исходной структурой он на порядок выше, чем после термической обработки.

Методом КЦИ установлено, что для бейнитных сталей перелом на зависимости ε_{1max} от ε^* происходит синхронно с переломом на кривой $\Sigma N_{AЭ}$. В аустенитных сталях зависимости ε_{1max} не имеют протяженного линейного участка, а площадь пластических зон существенно больше, чем у бейнитных сталей при тех же деформациях. Размер зерна и технология получения также существенно влияют на характеристики пластических зон: с укрупнением зерна стали 12X18H10T зона S_H возникает раньше и достигает большей площади, а модификация аддитивной технологии при получении стали 316L приводит к росту площади зон S_L и S_H .

Четвертая глава посвящена оценке воздействия предварительного циклического нагружения на комплекс механических и физических характеристик исследуемых материалов.

В разделе 4.1 показаны результаты испытаний на усталость и приведены режимы предварительного циклического нагружения для образцов из всех исследованных сталей.

В разделе 4.2 описано влияние предварительного циклического нагружения на механические свойства исследованных сталей. Циклирование стали **F500W** до $N/N_f = 0,4$ и $0,6$ существенно не меняет остаточную прочность и работу разрушения. Однако при $N/N_f = 0,8$ наблюдается рост предела текучести при одновременном снижении предела прочности и работы разрушения (рис. 9, а). Снижение отношения $\sigma_b/\sigma_{0,2}$ с ростом долговечности указывает на потерю пластичности материала. Испытания стали **15X2ГМФ** показали, что после $N/N_f = 0,3$ снижаются предел прочности и работа разрушения, но увеличивается предел текучести. Дальнейшее циклирование (до $N/N_f = 0,5$

и 0,7) приводит к упрочнению материала с незначительным уменьшением работы разрушения (рис. 9, б).

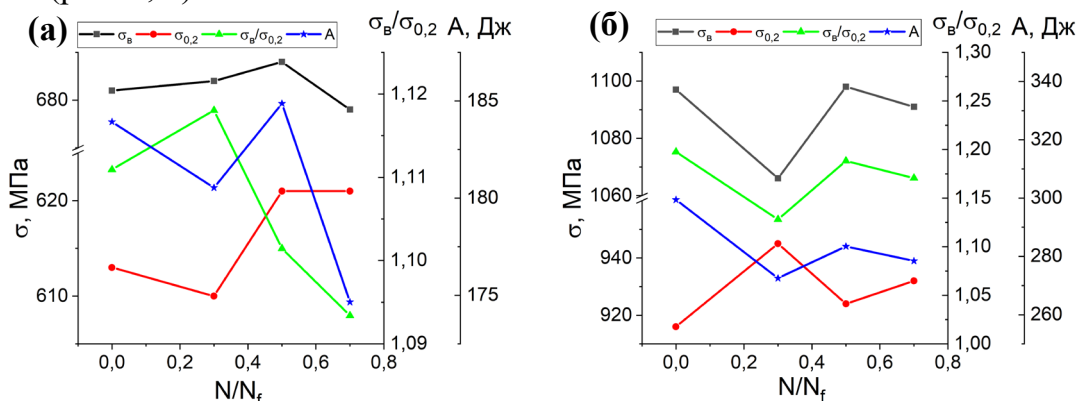


Рисунок 9. Зависимости предела прочности σ_B , предела текучести $\sigma_{0,2}$, отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ и работы разрушения A от относительного числа циклов предварительного нагружения N/N_f образцов из стали F500W (а) и стали 15X2ГМФ (б)

Таблица 1. Механические свойства стали 12X18H10T (партия II) в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения.

$T_z, ^\circ C$	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

Таблица 2. Механические свойства полученной аддитивным методом стали 316L в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения

N/N_f	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$	$A, \text{Дж}$
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

Предварительное циклирование стали 12X18H10T (партия II) до $N/N_f = 0,5$ повышает пределы прочности и текучести, но снижает работу разрушения. Увеличение зерна после закалки до $1200^\circ C$ снизило предел текучести и повысило работу разрушения при незначительном изменении предела прочности (Таблица 1). Отмечено изменение формы диаграммы растяжения после циклирования: появление перегиба при

пределе текучести, что может быть связано с образованием мартенсита деформации. Циклирование аддитивной стали 316L до $N/N_f = 0,3$ повысило прочность и работу разрушения (за счет упрочнения и раскрытия исходных несплошностей). Дальнейшее нагружение до $N/N_f = 0,7$ привело к падению обеих характеристик из-за развития усталостных микротрещин и образования макротрещины (Таблица 2).

В разделе 4.3 приведены данные по влиянию предварительного циклического нагружения на параметры акустической эмиссии исследованных материалов. Предварительное циклическое нагружение стали F500W не оказало существенного влияния на выделенную в предыдущих главах стадийность изменения параметров акустической эмиссии (рис. 10), но, как видно из рисунка 11,

изменились значения самих параметров, которые проявили чувствительность к степени деградации. Так, при увеличении относительного числа циклов предварительного нагружения до $N/N_f = 0,4$ в 1,5 раза снижаются параметры $\sum N_{AЭ}$ и $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, а также смещается максимум $b_{AЭ}$ -параметра. Такая же тенденция наблюдается и при дальнейшем циклировании до $N/N_f = 0,8$. Как видно из графиков и таблицы, наиболее информативными

и отражающими влияние циклической деградации стали являются такие параметры, как суммарное число событий $\Sigma N_{AЭ}$, средняя активность сигналов акустической эмиссии $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, $b_{AЭ}$ -параметр и среднее значение угла нарастания $\langle RA \rangle$. Показано, что зависимости суммарного числа событий $\Sigma N_{AЭ}$, активности $\dot{N}_{AЭ}$, $b_{AЭ}$ -параметра и угла нарастания RA от относительного числа циклов предварительного нагружения (рис. 11) могут быть описаны экспоненциальными и линейными зависимостями вида:

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

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

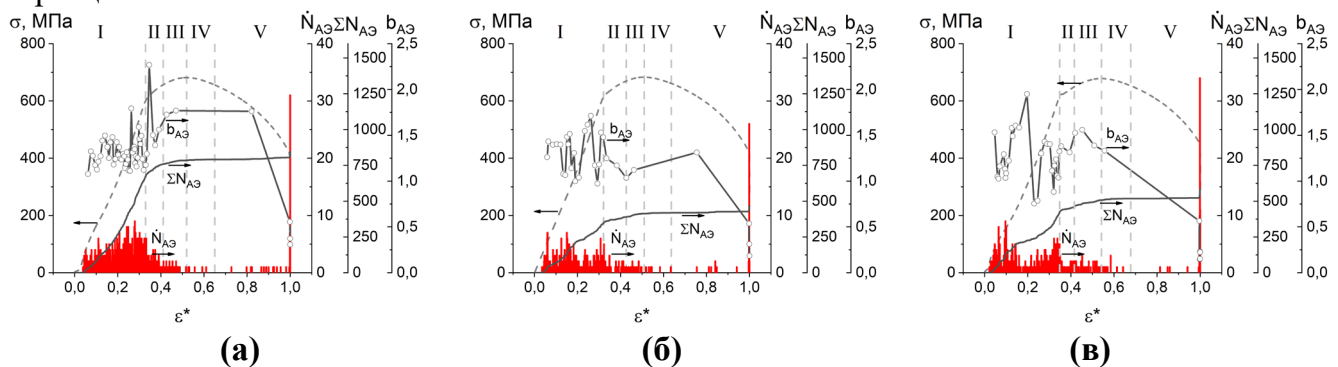


Рисунок 10. Зависимости характеристик АЭ от ε^* для образцов из стали F500W после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,4$ (а); $0,6$ (б); $0,8$ (в)

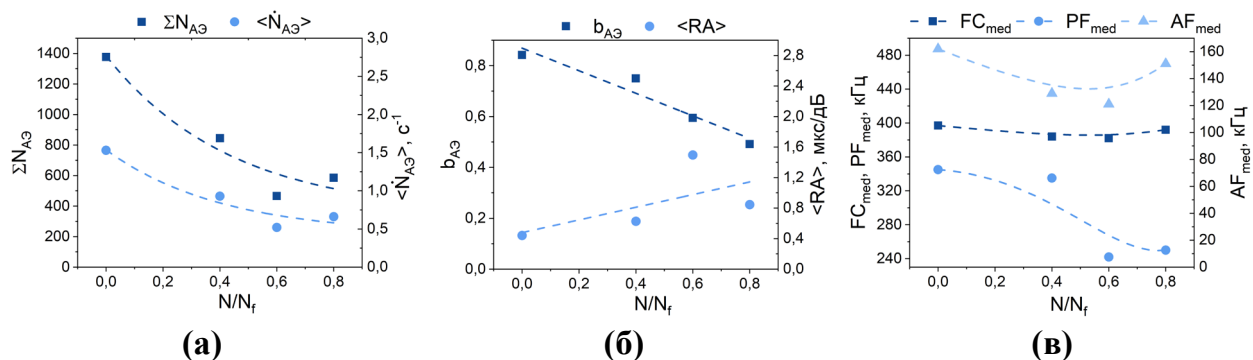


Рисунок 11. Зависимости параметров АЭ от величины предварительного циклического нагружения образцов из стали F500W

При испытании стали **15X2ГМФ** выделенная в предыдущих главах стадийность изменения параметров акустической эмиссии сохраняется и после предварительного циклического нагружения, а сами границы выделенных стадий меняются незначительно (рис. 12). Отмеченного ранее при испытании стали F500W смещения максимума $b_{AЭ}$ -параметра с ростом относительного числа циклов предварительного нагружения обнаружено не было. Как видно из рисунка 13, наибольшую чувствительность к предварительному циклическому нагружению, как и при испытании стали F500W, проявляют такие параметры, как $\Sigma N_{AЭ}$, $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, $\langle RA \rangle$ и $b_{AЭ}$ -параметр. Зависимости этих параметров от N/N_f могут быть описаны соотношениями вида:

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

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

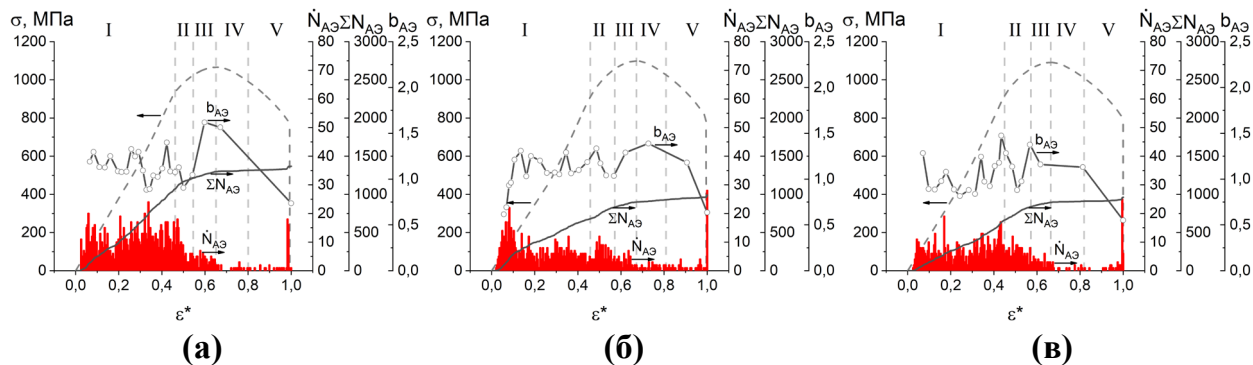


Рисунок 12. Зависимости характеристик АЭ от ε^* для образцов из стали 15X2ГМФ после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,3$ (а); 0,5 (б), 0,7 (в)

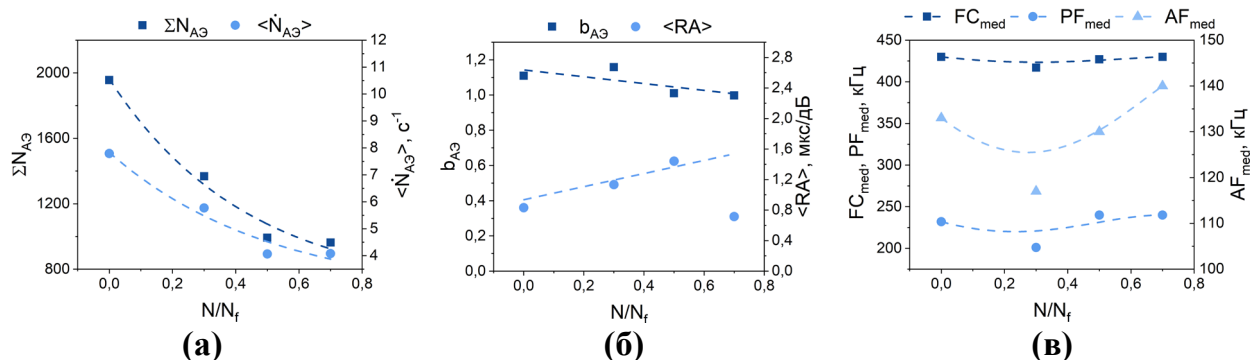
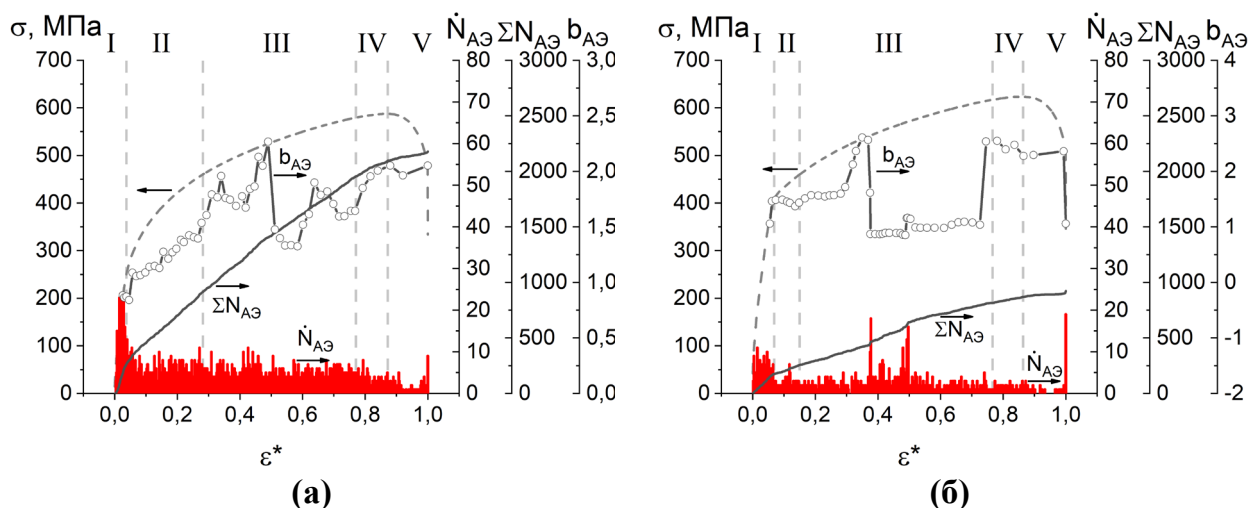


Рисунок 13. Зависимости параметров АЭ от величины предварительного циклического нагружения образцов из стали 15X2ГМФ

На рисунке 14 и в таблице 3 представлены данные оценки АЭ в процессе растяжения корсетных образцов из стали 12X18Н10Т (партия II) с размером зерен 41 мкм, после закалки от 950°C и с размером зерен 81 мкм, после закалки от 1200°C в исходном состоянии и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$. Из графиков видно, что предварительное циклическое нагружение приводит к изменению формы кривой нагружения, а сами границы выделенных стадий меняются, что может быть связано с появлением мартенситной фазы в результате фазового превращения в процессе деформации. Отмеченные для предыдущих материалов особенности изменения параметров акустической эмиссии при растяжении материала после предварительного циклического нагружения сохраняются и для стали 12X18Н10Т.



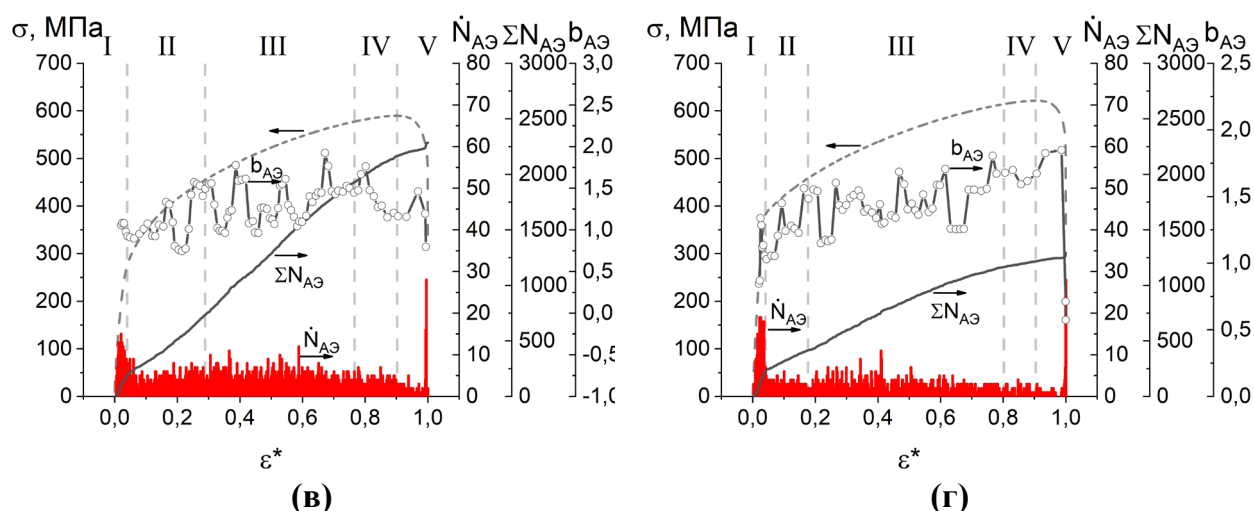


Рисунок 14. Деформационные зависимости напряжения и параметров АЭ образцов из стали 12X18H10T (партия II) с размером зерен 41 мкм в исходном состоянии (а) и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ (б) и с размером зерен 81 мкм в исходном состоянии (в) и после предварительного циклирования 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 $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, $b_{AЭ}$ -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.

Таблица 3. Параметры АЭ, полученные во время растяжения образцов из стали 12X18H10T (партия II) с разной температурой заковки в исходном состоянии $N/N_f=0$ и после циклической деградации $N/N_f=0,5$

N/N_f	d, мкм	$\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, c^{-1}	$\Sigma N_{AЭ}$	PF_{med} , кГц	FC_{med} , кГц	AF_{med} , кГц	$\langle RA \rangle$, мкс/дБ	$b_{AЭ}$
0	41	4,13	2178	401	289	286	0,110	1,304
0,5	41	1,93	922	422	296	263	0,151	1,136
0	81	3,62	2284	405	291	273	0,105	1,184
0,5	81	2,23	1291	439	302	227	0,240	1,114

В таблице 4 представлены результаты оценки параметров акустической эмиссии в процессе растяжения корсетных образцов из стали 316L с различной структурой в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения. Влияние предварительного циклического нагружения на параметры акустической эмиссии, как и в рассмотренных ранее сталях, выражается в снижении параметров $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, $\Sigma N_{AЭ}$, 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 $N/N_f = 0,3$. После модификации структуры наибольшие изменения претерпевают параметры $\langle \dot{N}_{AЭ} \rangle$, $\Sigma N_{AЭ}$, что может свидетельствовать как об уменьшении количества дефектов, являющихся источниками АЭ, так и об их слиянии и укрупнении.

Таблица 4. Параметры АЭ образцов из стали 316L с исходной и с модифицированной структурой до и после предварительного циклирования

N/N_f	$\langle \dot{N}_{АЭ} \rangle, c^{-1}$	$\Sigma N_{АЭ}$	$PF_{med},$ кГц	$FC_{med},$ кГц	$AF_{med},$ кГц	$\langle RA \rangle,$ мкс/дБ	$b_{АЭ}$
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

В разделе 4.4 описывается изменение кинетики пластических зон в результате деградации материала при предварительном циклировании исследованных материалов. Зависимости площади пластических зон S_L , S_H и значения главных деформаций ε_{lmax} , полученные в момент разрушения образцов из стали F500W представлены в таблице 5. Предварительное циклическое нагружение не оказало значительного влияния на стадийность развития пластической деформации: с увеличением N/N_f площадь зоны S_L растет, а зона S_H , наоборот, снижается. Важно отметить, что при разрушении образца после циклирования до $N/N_f=0,8$ площадь зоны S_H и максимальные значения главных деформаций в зоне ниже, чем в других образцах. Это согласуется с результатами механических испытаний, свидетельствующих о снижении остаточной прочности данного образца, то есть о большей локализации разрушения.

В таблице 6 представлены данные КЦИ, полученные при испытании стали 15X2ГМФ в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения до $N/N_f=0,5$. Предварительное циклическое нагружение, как и при испытании 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 $S_L - \varepsilon^*$ выходят на плато, которое сохраняется до разрушения образца. Зона S_H формируется в центре рабочей части образца после достижения напряжения σ_{D2} и увеличивается вплоть до разрушения. В отличие от стали F500W, значения ε_{lmax} начинают расти на более поздней стадии III, что согласуется с иерархией развития микротрещин, отмеченной ранее. Предварительное циклическое нагружение привело к уменьшению площади пластической зоны S_L , в то время как значение главной деформации ε_{lmax} и площадь зоны S_H изменились незначительно.

С использованием метода КЦИ была оценена динамика изменения пластических зон в стали 12X18Н10Т (партия II) с разным размером зерен в исходном состоянии и после предварительного циклического нагружения. Для анализа выбрали образцы, в которых размер зерна отличается сильнее всего – с температурами закалки T_3 950°C и

Таблица 5. Параметры КЦИ, полученные во время растяжения образцов из стали F500W в исходном состоянии и после предварительного циклирования

N/N_f	ε_{lmax}	$S_L,$ мм ²	$S_H,$ 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

Таблица 6. Параметры метода КЦИ перед разрушением для стали 15X2ГМФ

N/N_f	ε_{lmax}	$S_L,$ мм ²	$S_H,$ мм ²
0	0,360	342,1	62,7
0,5	0,367	307,0	63,8

1200°С. Деформационные зависимости главной деформации $\varepsilon_{1\max}$ и площадей S_L и S_H представлены на рисунке 15.

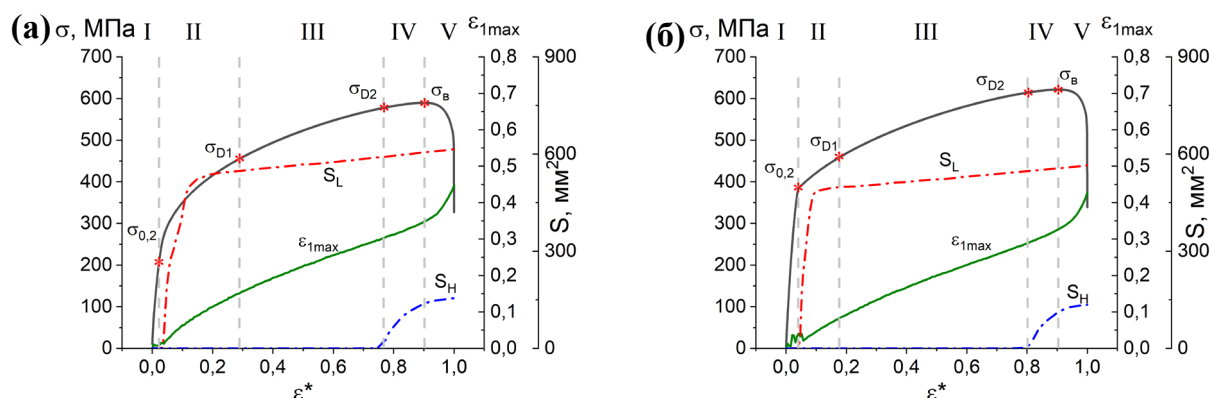


Рисунок 15. Деформационные зависимости параметров КЦИ для корсетных образцов из стали 12X18H10T (партия II) с размером зерен $d=81$ мкм в исходном состоянии (а) и после предварительного циклирования до $N/N_f=0,5$ (б)

Таблица 7. Параметры КЦИ, оцененные в процессе растяжения образцов из стали 12X18H10T с разным размером зерен в исходном состоянии и после предварительного циклирования

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

таблице 7. Высокая пластичность стали 12X18H10T, по сравнению со сталями F500W и 15X2ГМФ, приводит к существенному изменению площадей пластических зон, независимо от среднего размера зерна: после предварительного циклического нагружения уменьшаются площади зон S_L , S_H , как и значение главной деформации $\varepsilon_{1\max}$. Подобные изменения находятся в согласии с параметрами акустической эмиссии, описанными в предыдущем разделе.

Таблица 8. Значения главной деформации и площадей пластических зон перед разрушением образцов из стали 316L

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
После модификации			
0	0,379	142,9	28,5
0,3	0,397	126,5	25,3

Из рисунка 15 видно, что предварительное циклическое нагружение повлияло на форму кривой нагружения (в точке $\sigma_{0,2}$ появился 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 площадей пластических зон в момент разрушения представлены в

В таблице 8 представлены данные КЦИ, полученные при испытании **стали 316L аддитивного производства** с исходной и с модифицированной структурой. Предварительное циклическое нагружение материала с модифицированной структурой приводит к более раннему образованию пластических зон и большим значениям максимальной главной деформации. Значения S_L и S_H уменьшаются в результате деградации материала. Параметры КЦИ в стали с исходной структурой меняются аналогично, за исключением S_L и S_H в момент разрушения – после деградации до $N/N_f=0,3$ они незначительно растут, что связано с раскрытием в процессе предварительного циклирования части исходных технологических дефектов. Предварительное циклическое нагружение

до относительной долговечности $N/N_f = 0,7$ вызвало зарождение усталостной макротрещины, раскрытие и дальнейший рост которой привел к росту максимальной главной деформации ε_{lmax} и уменьшению площадей пластических зон из-за локализации деформации в области раскрывающейся трещины.

В разделе 4.5 описано влияние предварительного циклического нагружения на рельеф изломов исследованных материалов. Фрактографический анализ показал, что основным микроскопическим признаком циклической деградации исследованных сталей является формирование периодического бороздчатого микрорельефа на внутренних поверхностях раздела структурных составляющих - границах зерен, межфазных границах «включение-матрица», а также на поверхностях расслоений (рис. 16, а). С увеличением N/N_f доля таких областей в изломе возрастает, а в стали 15Х2ГМФ дополнительно наблюдается увеличение доли квазихрупких участков (рис. 16, б), что свидетельствует о смещении вязко-хрупкого перехода в область комнатных температур под действием накопленных усталостных повреждений. В стали 12Х18Н10Т (партия II) отмеченные выше особенности микрорельефа сохраняются, при этом рельеф большей части излома остается вязким, а наблюдаемый на диаграммах растяжения перегиб в области предела текучести связывается с образованием мартенсита деформации в процессе предварительного циклирования. В аддитивной стали 316L в исходном состоянии (непосредственно после СЛС) усталостные бороздки формируются на поверхностях многочисленных технологических дефектов (рис. 16, в), а при $N/N_f = 0,7$ на изломе отчетливо визуализируется зона стабильного роста усталостной трещины, что полностью согласуется с резким падением механических свойств, отмеченным в разделе 4.2.

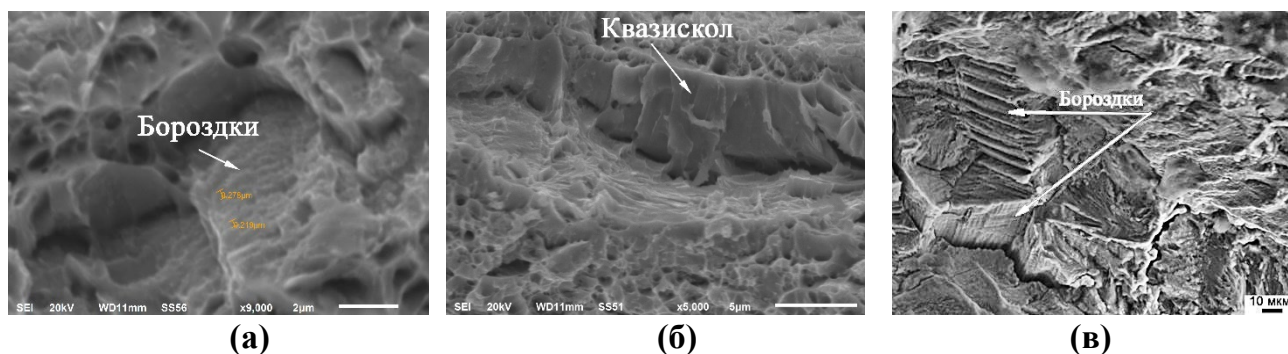


Рисунок 16. Изломы сталей 15Х2ГМФ (а, б) и 316L с исходной структурой (в) после предварительного циклического нагружения

Исследование микрорельефа образцов из стали 316L в модифицированном структурном состоянии после предварительного циклического нагружения обнаружило те же особенности, что и для исследуемой стали 316L в исходном состоянии. 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.

Раздел 4.6 посвящен взаимосвязи механических, структурных, акустических параметров и характеристик КЦИ и установлению критериев циклической деградации исследованных сталей, характеризующих кинетику процесса разрушения. Показано, что для сталей 316L и F500W зависимость S_L от $\Sigma N_{АЭ}$ близка к линейной ($R^2=0,95-0,99$); зависимость ε_{lmax} от $\Sigma N_{АЭ}$ описывается экспоненциальным соотношением с $R^2=0,98$.

Коэффициент k для F500W возрастает с 251 ($N/N_f=0$) до 853 ($N/N_f=0,8$); для 316L максимален при $N/N_f=0,3$.

Для всех исследованных материалов установлены единые закономерности изменения параметров АЭ в зависимости от относительного числа циклов предварительного нагружения N/N_f , которые предложены в качестве диагностических критериев циклической деградации. С увеличением N/N_f суммарное число $\Sigma N_{АЭ}$ и средняя активность $\dot{N}_{АЭ}$ снижаются по экспоненциальному закону на начальных этапах циклирования, тогда как $b_{АЭ}$ -параметр и угол нарастания RA изменяются согласно линейным зависимостям. Снижение $b_{АЭ}$ -параметра указывает на последовательную трансформацию масштаба источников АЭ, связанную с увеличением длин микротрещин в результате их слияния.

Анализ данных КЦИ показал, что циклическая деградация не изменяет стадийности развития пластической деформации, однако оказывает закономерное влияние на количественные параметры пластических зон. С увеличением N/N_f наблюдается тенденция к уменьшению площадей как слабо-, так и сильнодеформированных зон – наиболее отчетливо у аустенитных сталей (12X18H10T и 316L), менее выражено – у бейнитных (F500W и 15X2ГМФ). Максимальное значение главной деформации ε_{1max} в зоне разрушения для большинства исследованных материалов возрастает с увеличением N/N_f . Таким образом, параметры $\Sigma N_{АЭ}$, $\dot{N}_{АЭ}$, $b_{АЭ}$, RA , S_L , S_H и ε_{1max} могут рассматриваться в качестве количественных критериев степени накопленной усталостной поврежденности, информативных для неразрушающей диагностики состояния конструкционных материалов.

В разделе 4.7 был проведен анализ влияния предварительного циклирования на полную работу разрушения и ее составляющие при испытании исследуемых сталей, и, кроме того, была продемонстрирована эффективность совместного использования методов КЦИ и АЭ при проведении испытаний на трещиностойкость. Оценка полной работы разрушения по площади под кривой деформации показала, что в диапазоне относительной долговечности $N/N_f = 0,3-0,5$ ее изменения носят нерегулярный характер, тогда как при $N/N_f \sim 0,7-0,8$ фиксируется устойчивое снижение данного параметра. Для количественной оценки работы разрушения, характеризующей дефектостойкость материалов на различных стадиях разрушения, был введен J^* -параметр ($J^*=A_p/(t \cdot \sqrt{S_L})$), близкий по физическому смыслу J -интегралу нелинейной механики разрушения и определяемый по работе пластической деформации корсетного образца A_p , площади слабodeформированной пластической зоны S_L , измеренной методом КЦИ, и толщине образца t .

Оценка J^* -параметра при испытании корсетных образцов из сталей F500W, 15X2ГМФ, 12X18H10T и 316L показала, что циклическая деградация оказывает на него неоднозначное влияние: для сталей 15X2ГМФ и 316L наблюдается увеличение J^* -параметра после циклирования, а для сталей F500W и 12X18H10T – его снижение. Наибольшее влияние предварительного циклического нагружения зафиксировано для упругой составляющей работы разрушения A_e при испытании аддитивной стали 316L и стали 12X18H10T с малым размером зерна. Повышение упругой работы деформации при испытании стали 12X18H10T, вероятно, связано с образованием мартенсита деформации, а наблюдаемые изменения для стали 316L – с влиянием технологических дефектов. Таким образом, упругая (A_e) и пластическая (характеризуемая J^* -параметром) составляющие работы разрушения в совокупности обеспечивают оценку энергоемкости разрушения во всем диапазоне деформирования и служат дополнительными информативными критериями оценки степени циклической деградации конструкционных материалов.

Для демонстрации эффективности совместного использования методов КЦИ и АЭ при проведении испытаний на трещиностойкость были выполнены испытания компактных образцов из стали 20. По раскрытию и длине трещины в компактном образце 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 $J_{Ic} = 34,8 \text{ кДж/м}^2$.

Показано, что совместное применение методов КЦИ и АЭ в процессе испытания компактных образцов позволяет одновременно фиксировать кинетику пластической зоны, длину трещины и акустический отклик материала. При испытании компактных образцов наблюдаются те же особенности, что и при испытании корсетных образцов: появление полки на временной зависимости суммарного числа сигналов ($\Sigma N_{АЭ}$), которое отвечает снижению $b_{АЭ}$ - и $N_{АЭ}$ параметров, предшествующему периоду затишья и приближению к области плато на временной зависимости размера пластической зоны.

В пятой главе полученные критерии апробированы при растяжении образцов из мартенситной нержавеющей трубной стали 15X13Н2 ($\sigma_{0,2}=636 \text{ МПа}$, $\sigma_B=783 \text{ МПа}$, группа прочности С90 по ГОСТ 31446-2017) после выдержки в коррозионной среде NACE TM0177 (5,0 мас.% NaCl + 0,5 мас.% CH_3COOH + H_2S) под напряжением в условиях четырехточечного изгиба. Дegradaция в условиях коррозии под напряжением приводит к значительному уменьшению $\Sigma N_{АЭ}$, $\dot{N}_{АЭ}$ и $b_{АЭ}$ при росте $\langle FC \rangle$ (Таблица 9), что свидетельствует об увеличении среднего размера дефектов. Метод КЦИ фиксирует снижение $\varepsilon_{1\max}$ и S_L после коррозионных испытаний, согласующееся со снижением работы разрушения. Таким образом, выявленные критерии и закономерности циклической деградации носят общий характер и применимы для оценки степени деградации материала в условиях коррозии.

Таблица 9. Параметры АЭ и КЦИ при испытании образцов из стали 15X13Н2 в исходном состоянии и после коррозионных испытаний

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

ВЫВОДЫ

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, $b_{АЭ}$ -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 слабодеформированной пластической зоны, что подтверждает гипотезу о его связи с локализацией пластической деформации. Отсутствие акустического затишья в сталях 12X18H10T и 316L обусловлено образованием мартенсита деформации и технологическими дефектами соответственно. Выявлены параметры АЭ и КЦИ, наиболее чувствительные к смене стадий деформации, в том числе $b_{АЭ}$ -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 включающих: пределы прочности и текучести, отношения предела прочности к пределу текучести, суммарное число и активность сигналов АЭ, $b_{АЭ}$ -параметр и угол нарастания RA, размеры пластических зон и максимальную главную деформацию. 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, $b_{АЭ}$ -параметра, площади пластических зон, а также в увеличении максимального значения главной деформации и угла нарастания RA акустических сигналов. Показано, что указанные изменения связаны с ростом 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 четырехточечного изгиба стали 15X13H2 показано, что закономерности, установленные при испытаниях после предварительного циклического нагружения, носят общий характер и применимы как для оценки циклической деградации, так и для деградации вследствие коррозии.

9. Оценен J^* -параметр, близкий 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 в различном структурном состоянии.

СПИСОК ОСНОВНЫХ ПУБЛИКАЦИЙ

1. Л.Р. Ботвина, **А.И. Болотников**, М.Р. Тютин, А.А. Комиссаров, Е.Д. Долгач, Е.А. Чистопольцева. Циклическая деградация аустенитной стали 12X18H10T с различным размером зерен // Деформация и разрушение материалов. – 2026. – № 3. – С. 27-40.
2. Л. Р. Ботвина, М.Р. Тютин, **А.И. Болотников**, А.А. Комиссаров, Е.Д. Долгач, Е.А. Чистопольцева. Исследование деградации высокохромистой трубной стали в условиях коррозии // Деформация и разрушение материалов. – 2026. – № 2. – С. 35-40.
3. Л.Р. Ботвина, **А.И. Болотников**, И.О. Синев. О характерных напряжениях деградации конструкционных материалов при растяжении // Металлы. – 2025. – № 2. – С 49-56
4. Л.Р. Ботвина, **А.И. Болотников**, М.Р. Тютин. Оценка характеристик множественного и локализованного разрушения методами акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений // Металлы. – 2024. – № 1. – С. 65-73.
5. Л.Р. Ботвина, **А.И. Болотников**, В.П. Левин, Ю.А. Демина, М.Р. Тютин, Е.Н. Белецкий, И.О. Синев. Особенности деформации и разрушения нержавеющей стали с разным размером зерен // Металлы. – 2024. – № 6. – С. 75-86.
6. Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, **А.И. Болотников**, И.О. Синев, Е.Н. Белецкий, И.А. Иванов, А.В. Юдин. Малые усталостные трещины в аддитивной стали 316L: влияние на механические свойства, параметры акустической эмиссии и кинетику разрушения // Деформация и разрушение материалов. – 2024. – № 2. – С. 25-34.
7. L.R. Botvina, M.R. Tyutin, **A.I. Bolotnikov**, I. O. Sinev, E.N. Beletsky, I.A. Ivanov, A.V. Yudin. Small Fatigue Cracks in Additive 316L Steel: Effect on Mechanical Properties, Acoustic Emission Parameters, and Fracture Kinetics // Russian Metallurgy (Metally). – 2024. – Vol. 2024, No. 2. – P. 487-494.
8. Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, **А.И. Болотников**, Т.Б. Петерсен. Влияние предварительного циклирования на характеристики акустической эмиссии конструкционной стали 15Х2ГМФ // Металлы. – 2021. – № 1. – С. 37-48.
9. L.R. Botvina, **A.I. Bolotnikov**, I.O. Sinev. Hierarchy of Microcracks under Cyclic and Static Loads // Physical Mesomechanics. – 2020. – Vol. 23, No. 6. – P. 466-476.
10. Л.Р. Ботвина, **А.И. Болотников**, И.О. Синев. Иерархия микротрещин при циклическом и статическом нагружении // Физическая мезомеханика. – 2019. – Т. 22, № 6. – С. 24-36.

БЛАГОДАРНОСТЬ АВТОРА

Автор диссертации выражает глубокую признательность своему научному руководителю, доктору технических наук, профессору Ботвиной Людмиле Рафаиловне за неоценимый вклад в обсуждение результатов работы, а также за помощь в подготовке и редактировании рукописи диссертации и автореферата.

Автор искренне благодарит коллектив лаборатории структурной механики и физики разрушения материалов им. академика И.И. Новикова (№ 21) и лично к.т.н. Тютину Марата Равилевича, к.т.н. Дёмину Юлию Андреевну, Белецкого Евгения Николаевича, Синёва Ивана Олеговича, к.т.н. Левина Виктора Петровича и Замтфорта Александра Борисовича за всестороннюю поддержку, ценные советы и помощь в проведении экспериментальных исследований.

Автор выражает благодарность жене, родственникам и близким за оказанную поддержку на всех этапах работы над диссертацией.