

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева»

На правах рукописи



**Ожиганов Евгений Анатольевич**

**ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ДЕГРАДАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И  
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ  
ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ  
СТАЛЕЙ**

1.3.8 – Физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
доктор технических наук, профессор  
С.В. Коновалов

Кемерово – 2025

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
1 АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ.....	12
1.1 Эволюция структуры и фазового состава при сварке и эксплуатации углеродистых и низколегированных сталей .....	12
1.1.1 Физические процессы, протекающие при сварке .....	12
1.1.2 Дegradация основного и наплавленного металла в процессе эксплуатации.....	14
1.2 Проблема эффективности методов испытаний .....	19
1.2.1 Физические методы контроля и испытания .....	19
1.2.2 Метод стресс-испытаний .....	21
Выводы по главе и постановка задач исследования .....	25
2 МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ И ИССЛЕДОВАНИЯ.....	27
2.1 Материал исследования .....	27
2.2 Сварка исследуемых образцов. Искусственные дефекты .....	29
2.3 Механические испытания .....	31
2.4 Акустическая эмиссия.....	31
2.5 Просвечивающая дифракционная электронная микроскопия на тонких фольгах .....	33
2.6 Рентгеноструктурный анализ .....	34
2.7 Достоверность результатов исследований и статистическая обработка данных .....	35
3 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ХАРАКТЕРИСТИК СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ ДЕФОРМАЦИИ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ .....	37
3.1 Структура и фазовый состав исследуемого металла .....	39

3.1.1	Формирование структурно-фазового состояния в сварном соединении при деформации .....	39
3.1.2	Влияние способа сварки на структурно-фазовое состояний зоны термического влияния сварных соединений сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС .....	49
3.1.3	Влияние дефектов на структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях .....	54
3.2	Анализ влияния деформации на характеристики акустической эмиссии ..	57
3.2.1	Изменения первичных параметров сигналов акустической эмиссии .....	57
3.1.1.	Локализация источников акустической эмиссии .....	60
	Выводы к главе 3 .....	62
4	МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИТЕРИЯ И ВЕЛИЧИНЫ ПРЕДЕЛЬНОЙ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ .....	65
4.1	Анализ качественных характеристик акустической эмиссии при упруго-пластических деформациях .....	65
4.2	Определение критического давления при стресс-испытаниях трубопроводов .....	70
4.3	Разработка критерия определения предельной нагрузки (степени деформации) по изменениям характеристик АЭ-сигнала при проведении стресс-испытаний .....	75
	Выводы к главе 4 .....	78
5	ПРИМЕНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ СВАРНЫХ ШВОВ И ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА ТРУБОПРОВОДОВ .....	79
5.1	Статистика аварий промышленного оборудования .....	79
5.2	Методические рекомендации по проведению стресс-испытаний трубопроводов .....	81
5.2.1	Подготовительный этап стресс-испытаний .....	81
5.2.2	Этап проведения стресс-испытаний .....	83
5.2.3	Анализ результатов стресс-испытаний .....	84

5.3	Определение фактического запаса прочности и остаточного ресурса .....	87
5.4	Апробация результатов диссертационной работы.....	90
5.4.1	Апробация результатов работы на опасных производственных объектах . .....	90
5.4.2	Использование результатов диссертационной работы в учебном процессе и научной деятельности.....	94
	Выводы к главе 5.....	95
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	96
	СПИСОК ОСНОВНЫХ СОКРАЩЕНИЙ .....	99
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	100
	ПРИЛОЖЕНИЕ .....	123

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность темы.** В настоящее время несмотря на разработку и внедрение большого количества новых материалов, основными материалами, применяемыми в промышленности, остаются конструкционные углеродистые и низколегированные стали. Эксплуатация промышленного оборудования зачастую проходит в экстремальных условиях: при повышенных механических и циклических нагрузках, под воздействием агрессивных сред, коррозионного и эрозионного износа.

Надёжность и долговечность промышленного оборудования, изготовленного из конструкционных сталей, напрямую зависит от своевременности и качества проведения работ по оценке их состояния. Известно, что традиционные испытания не всегда способны выявить существующие повреждения металла и деградацию его свойств, что зачастую приводит к крупным авариям и разрушениям в процессе эксплуатации.

Кроме разрушающих и неразрушающих методов испытаний, для оценки состояния основного металла и сварных швов применяют «стресс-тест». В результате его должно происходить снижение локальных остаточных напряжений и деформаций, возникших при производстве и монтаже, локализация и торможение развития трещиноподобных дефектов, а также установление реального запаса прочности по отношению к рабочим нагрузкам. Однако, вопреки ряду исследований, вопрос обеспечения эффективности этих испытаний изучен недостаточно, а назначение величин испытательных нагрузок не учитывает множество факторов (структурное состояние основного и наплавленного металла, поля внутренних напряжений, влияние дефектов сварных соединений и др.) и эмпирично.

Для успешного выбора параметров испытаний конструкционных сталей, необходимо знание структурных и фазовых превращений в процессе их проведения. Таким образом, установление закономерностей изменения

структурно-фазовых состояний и внутренних напряжений конструкционных сталей при деформации, актуально и имеет большое практическое значение.

**Степень разработанности темы.** Несмотря на немалое количество работ, таких ученых как: Н.П. Алёшин, С.А. Баранникова, А.А. Батаев, О.В. Башков, В.Е. Громов, В.И. Данилов, Р.И. Дмитриенко, В.Г. Дубинский, Л.Б. Зуев, В.И. Иванов, В.В. Ключев, Э.В. Козлов, Н.А. Конева, Л.С. Лившиц, Э.Л. Макаров, В.В. Муравьев, В.Е. Панин, Ю.Н. Сараев, Н.А. Семашко, И.В. Семенова, Н.Н. Сергеева, А.Н. Смирнов, А.Л. Углов, М.В. Чукчалов, М.Я. Шабанов, Л.В. Шашкова, В.Я. Шнеерсон и др., посвященных определению связей между деградацией структурно-фазового состояния и свойств металла от параметров внешних воздействий (в том числе процесса сварки), возможности применения акустических методов при для оценки изменений в структуре металла, анализу влияния параметров испытаний на механические и эксплуатационные характеристики сталей – отсутствуют обобщенные методики, позволяющие выбрать наиболее рациональные параметры испытаний и критерии оценки степени деградации металла.

Научный подход к решению проблемы испытаний требует исследования и определения количественных значений допустимо возможной степени деформации, а также оценки ее влияния на структуру и фазовый состав основного металла и сварного шва, а также характеристики акустической эмиссии. Особую практическую значимость имеет разработка методики проведения испытаний промышленного оборудования и критериев оценки состояния металла по результатам этих испытаний.

**Цель работы** – установление закономерностей деградации структурно-фазового состояния и механических свойств конструкционных сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС при различных нагрузках и степенях упруго-пластической деформации.

Для достижения выбранной цели необходимо решить следующие **задачи**:

1) Исследовать структурно-фазовое и напряженно-деформированное состояние в наплавленном металле и зоне термического влияния при различных

нагрузках (степенях упруго-пластической деформации), а также оценить влияние на них дефектов сварных соединений.

2) Установить зависимости степени упруго-пластической деформации на формирование структуры, фазового состава и полей внутренних напряжений исследуемых углеродистых и низколегированных сталей.

3) Оценить влияние степени деформации и дефектов сварных соединений на количественные и качественные изменения характеристик акустической эмиссии.

4) Обосновать величину предельных нагрузок (степени деформации) при проведении стресс-испытаний исследуемых углеродистых и низколегированных сталей.

5) Разработать критерий оценки степени деформации по изменениям характеристик сигнала акустической эмиссии при проведении стресс-испытаний, позволяющий анализировать деградацию механических свойств основного металла и сварных соединений трубопроводов при длительной эксплуатации.

6) Выполнить практическую апробацию результатов исследования.

**Методы исследования.** Работа выполнена на основе физических методов материаловедения, разрушающих и неразрушающих испытаний: механические испытания по ГОСТ 6996-66 (на универсальной разрывной машине *Walter+Bai AG LFM-125*), регистрация акустико-эмиссионных сигналов (АЭ-система *A-Line 32D*), просвечивающая дифракционная электронная микроскопия на тонких фольгах (электронный микроскоп ЭМ-125), рентгеноструктурный анализ (дифрактометр ДРОН-7). Статистическая обработка результатов исследования проводилась в программах *Microsoft Office Excel* и *Statistica*.

#### **Научная новизна:**

1) Установлено количественное значение максимально допустимой степени деформации для сварных соединений, изготовленных из углеродистых и низколегированных сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС.

2) Установлено, что содержание в сварных швах искусственных дефектов (графитных и силикатных неметаллических включений) приводит к разрушению и

частичному исчезновению перлитной составляющей и увеличивает долю фрагментированной структуры в феррите, а также приводит к снижению величин значений структуры ( $\rho$ ,  $\rho_{\pm}$ ,  $\sigma_l$ ,  $\sigma_d$ ) во всех морфологических составляющих.

3) Установлена связь величин амплитуд полей внутренних напряжений в зоне линии сплавления с условиями введения тепловой энергии при сварке. Эти значения выше у сварных соединений, выполненных стационарной дугой, по сравнению со сваркой модулированным током.

4) Обоснованы величины предельных нагрузок при испытаниях тонкостенных и толстостенных трубопроводов.

5) Разработаны новый критерий оценки степени деформации по изменениям характеристик сигнала акустической эмиссии при проведении стресс-испытаний трубопроводов и новый метод оценки остаточного ресурса по фактору потери запаса прочности.

**Теоретическая и практическая значимость работы.** В результате анализа амплитуд полей внутренних напряжений, структуры и фазового состава в металле сварных соединений и параметров АЭ-сигнала установлены предельно допустимая степень деформации при проведении испытаний. Установлено влияния условий введения тепловой энергии при сварке и наличия дефектов на структуру и фазовый состав сварных соединений. Разработан метод определения предельной степени деформации при стресс-испытаниях сварных соединений, изготовленных из углеродистых и низколегированных сталей, основанный на цифровом анализе сигналов АЭ в режиме реального времени. Разработаны методические указания по проведению стресс-испытаний трубопроводов. Разработана методика расчета остаточного ресурса трубопровода по фактору потери запаса прочности. Предложенный метод проведения стресс-испытаний используется ЗАО «НТЦ «Экспертиза», ООО «Сибнефтьсервис».

Научные результаты работы используются студентами и магистрами, обучающимся по направлению «Машиностроение» в Кузбасском государственном техническом университете имени Т.Ф. Горбачева.

**Основные положения, выносимые на защиту:**

1) Характер влияния степеней пластической деформации углеродистых и низколегированных сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС при различных условиях введения тепловой энергии и наличия внутренних дефектов (неметаллических силикатных и графитных включений) сварки, на структуру и фазовый состав в наплавленном металле и зоне термического влияния, проявившийся в отличие величин полей внутренних напряжений (ручная дуговая сварка модулированным током формирует в зоне линии сплавления поля внутренних напряжений с амплитудами ниже, чем после ручной дуговой сварки стационарной дугой).

2) Зависимости, принятые в основу формулы определения предельного испытательного давления между нагрузками, соответствующими степени деформации 3% и нагрузками предела текучести, на основании которых рассчитан коэффициент превышения испытательного давления над пределом текучести. Применимость формул определения предельного испытательного давления для тонкостенных и толстостенных трубопроводов.

3) Критерий оценки предельной нагрузки при испытаниях, основанный на математическом анализе параметров АЭ-сигнала, для различных стадий деформационного упрочнения. Методологический подход к анализу причин возможных отклонений с уровнем критерия от соответствующего испытательного давления, а также комплекс мероприятий по подтверждению этих причин. Возможность определения остаточного ресурса сварных конструкций по фактору снижения запаса прочности, определяемого по критерию оценки предельной нагрузки.

**Степень достоверности исследований и апробация работы.**

Достоверность полученных результатов обеспечивается:

- корректностью постановки задач и обоснованным выбором материала;
- использованием научно-обоснованных расчетных схем, алгоритмов и процедур компьютерного анализа результатов;

- большого количества экспериментально полученных данных, с использованием современных методов физики конденсированного состояния, и отсутствие расхождений с результатами других исследователей;
- согласованностью полученных данных с общепризнанными теоретическими представлениями физики конденсированного состояния;
- результатами внедрения представленных методических решений в промышленность.

Материалы диссертационной работы докладывались на VI, VII и XIII Всероссийских научно-практических конференциях молодых ученых «Россия молодая» (Кемерово, 2014, 2015 и 2021), II Всероссийской научной конференции молодых ученых с международным участием «Перспективные материалы в технике и строительстве» (Томск, 2015), XIII и XIV Международных конференциях студентов, аспирантов и молодых ученых «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2016-2017), III Международной научной конференции студентов и молодых ученых «Молодежь, наука, технологии: новые идеи и перспективы» (Томск, 2016), Международной конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» (Томск, 2016), Международной научно-практической конференции «Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий» (Новокузнецк, 2021), III Международная научно-практическая конференция «Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении» (Кемерово, 2022).

Комплексные исследования проводились при частичной финансовой поддержке гранта РФ «Разработка физических моделей превращения субструктур, изменения полей внутренних напряжений и акустических характеристик в сварных соединениях металлических материалов при длительных температурно-силовых воздействиях» (№14-19-00724).

**Публикации.** Результаты исследований опубликованы в 20 научных публикациях, в том числе в 10 изданиях ВАК РФ и 2 журналах, индексируемых базой *Scopus* и *Web of Science*, а также 1 монографии.

**Соответствие диссертации паспорту специальности.** Диссертационная работа по своим целям, задачам, методам исследования, научной новизне и содержанию соответствует, п. 1 «Экспериментальное изучение физической природы и свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и, в том числе, материалов световодов как в твердом (кристаллы, поликристаллы), так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления» и п. 7 «Технические и технологические приложения физики конденсированного состояния» паспорта специальности 1.3.8 – физика конденсированного состояния (технические науки).

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, приложения, списка литературы из 196 источника. Работа изложена на 125 страницах машинописного текста, включает 28 рисунков и 9 таблиц.

Автор благодарен научному руководителю д.т.н., профессору С.В. Коновалову, д.т.н., профессору А.Н. Смирнову, д.ф.-м.н., профессору В.Е. Громову, к.т.н., доценту В.Л. Князькову, к.т.н., доценту Н.В. Абабкову, к.т.н., старшему научному сотруднику Н.А. Поповой, к.т.н., доценту Е.Л. Никоненко и соавторам публикаций по теме диссертации.

# **1 АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

В настоящей главе проводится литературный обзор физических процессов, происходящих в конструкционных углеродистых и низколегированных сталях в процессе сварки, эксплуатационные воздействия и процессы, влияющие на изменение структуры и деградацию свойств металла. Дан анализ эффективности действующих методов испытаний состояния промышленного оборудования. На основании выводов проведенного обзора сформулированы задачи исследования.

## **1.1 Эволюция структуры и фазового состава при сварке и эксплуатации углеродистых и низколегированных сталей**

### **1.1.1 Физические процессы, протекающие при сварке**

Сварка сталей сопровождается структурными, химическими и другими изменениями в зоне термического влияния (ЗТВ). Основными физико-химическими процессами при термической сварке являются: быстрое плавление металла (присадочного и части основного), его взаимодействие с газами и шлаками, кристаллизация, неравномерный нагрев и охлаждение основного металла в ЗТВ, и как следствие, возникновение напряжений в металле сварного шва и ЗТВ [9, 73, 132].

Сварочная ванна кристаллизуется в условиях воздействия источника нагрева. Период сосуществования твердой и жидкой фаз зависит от различия температур плавления и кристаллизации основного металла и металла сварочной ванны, соответственно. Кристаллизация сварочной ванны начинается на оплавленных зернах основного металла. Направление роста ячеек (дендритов) происходит в соответствии с кристаллографическими осями оплавленных зерен основного металла. Некоторые части кристаллитов с благоприятной

ориентировкой (направление их роста нормально изотерме кристаллизации) имеют большую скорость роста и мешают росту других кристаллитов с менее выгодной ориентировкой [71, 73].

С изменением режима сварки или состава кристаллизующегося металла [40, 104, 110], когда сварочная ванна приобретает более узкую, вытянутую форму, ортогональность нарушается и растущие кристаллиты приобретают более прямолинейное очертание. Кристаллизация сварочной ванны протекает неравномерно, из-за внешних причин и специфики процесса сварки (пульсациями сварочного напряжения, блужданием дуги под влиянием магнитного поля, неравномерной подачей, поперечными и продольными колебаниями присадочного материала и др). Дискретность процесса кристаллизации, его кратковременные остановки могут вызывать накопление легирующих элементов и примесей перед фронтом кристаллизации, кристаллизационное и термическое переохлаждения [111].

Прерывистость перемещения фронта кристаллизации, сопровождающаяся частичным оплавлением ранее закристаллизовавшегося металла, вызывает образование слоистой структуры металла шва и его химической неоднородности [38, 172, 173]. За счет диффузии в жидкую ванну концентрация примесей уменьшается. Дальнейшее продвижение фронта кристаллизации вызывает накопление примесей. В зависимости от скорости продвижения фронта кристаллизации, длительности и частоты остановок, слоистая неоднородность может выражаться в большей или меньшей степени [69]. На характер распределения легирующих элементов и примесей перед фронтом кристаллизации в жидком металле и по сечению ячеек оказывают влияние такие параметры процесса, как коэффициент распределения, скорость кристаллизации, размер ячейки, коэффициенты диффузии в жидком и твердом металле. Уменьшение размера ячейки кристаллизующегося металла и увеличение коэффициента распределения уменьшают степень химической неоднородности по сечению ячейки. Увеличение скорости кристаллизации приводит к уменьшению сечения ячеек, а, следовательно, степени химической неоднородности [79, 184].

Температурный интервал кристаллизации определяет конфигурацию фронта [64, 78, 106]. Присутствие в расплаве таких элементов, как сера, фосфор, углерод, имеющих небольшой коэффициент распределения и расширяющих температурный интервал кристаллизации, способствует значительному увеличению степени химической неоднородности не только этих, но и других элементов в твердом металле [79]. При охлаждении металла шва от температуры солидуса до нормальной имеют место процессы диффузионного выравнивания концентрации элементов по сечению ячеек. Наиболее заметно изменение концентрации на границе ячеек, особенно в тех случаях, когда первоначальное распределение элементов отличается высоким градиентом концентрации. Выравнивание концентрации легирующих элементов происходит тем значительнее, чем выше коэффициент диффузии.

### **1.1.2 Деградация основного и наплавленного металла в процессе эксплуатации**

В процессе эксплуатации основной и наплавленный металл конструкционных сталей подвергается различного рода воздействиям и нагрузкам (механическим и температурным напряжениям, коррозионно-активным сред). Это приводит к изменению его структуры, фазового состава и как следствие механических свойств.

Одной из главных причин деградации сталей при эксплуатации является химическая коррозия. Металл в процессе химической коррозии выступает в роли восстановителя, он отдает электроны и окисляется, компонент агрессивной среды – в роли окислителя, акцептора электронов. Чаще всего химический механизм реализуется в процессах газовой коррозии и в жидкой среде неэлектролитов. Любой вид неоднородности: по составу, наличию примесей, очагов остаточного напряжения, электропроводности отдельных участков – приводит к увеличению скорости коррозии [65, 114, 116].

В работе [103] установлено, что при одинаковых условиях эксплуатации на скорость коррозии значительное влияние оказывает фактор разнотерности,

показывающий на качественное различие физических свойств стали при разных структурах:

$$F_z = \frac{f_{max}Z_{max}}{\sum f_i Z_i}. \quad (1.1)$$

где  $f_i$  – доля зерна с определенным баллом;  $f_{max}$  – доля зерна, занимающего максимальную площадь на шлифе;  $Z_i$  – балл зерна,  $Z_{max}$  – балл зерна, занимающего максимальную площадь на шлифе. Чем выше данный параметр, тем ниже скорость коррозии. Зная значение фактора разнотерности в исходной микроструктуре возможно прогнозировать скорость коррозии.

Одной из причин, приводящей к нарушению целостности металла, является коррозионное растрескивание под напряжением (КРН, стресс-коррозия).

Прогнозирование долговечности трубопроводов [168] можно оценивать с помощью параметра – эффективной скорости роста трещин, учитывающей ранее неизученное влияние напряжений в стенке трубы и температуры. Механизм развития КРН сталей контролируемой прокатки отличается от механизма разрушения умеренно упрочненных сталей [166]. В отличие от продольных КРН, поперечные КРН возникают при превышении значения изгибных (продольных) напряжений над кольцевых. В месте максимальной амплитуды изгибных напряжений возникает зарождение дефекта. Концентраторы напряжений поперечного направления ускоряют развитие поперечного КРН.

Авторами [163] установлена зависимость степени упрочнения сталей на подверженность коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) в зависимости от затухания амплитуды приложенных вибраций. Стали с повышенной степенью упрочнения, показали большую склонность к КРН от приложенных вибраций.

В работе [2] поставлено под сомнение влияние серы и сульфидов на развитие трещин КРН, дефекты КРН на начальном развитии, при условии защиты металла от влияния коррозионной среды, имеют значительный остаточный ресурс.

В работах [4, 5] установлено влияние запаса упругой энергии газа на коррозионные и стресс-коррозионные разрушения газопроводов и развитие

поверхностных дефектов, склонность к стресс-коррозионным повреждениям возрастает с увеличением диаметра трубы. Увеличение запаса упругой энергии способствует накоплению повреждений и активизирует процессы коррозионного растрескивания под напряжением.

Еще одной причиной снижения механических свойств в конструкционных сталях является деформационное старение (ДС), в основе которого лежит механизм взаимодействия примесных атомов с дислокациями, введенных в результате деформации [3, 150]. Деградация свойств металла связана с изменением его тонкой структуры. Увеличивается плотность дислокаций, что приводит к их изменению от сетчатой до клубковой. Часть перлита и цементита распадается, доля атомов углерода которого уходят в тетраэдрические пустоты объемно-центрированных кубических решеток феррита. Образовавшиеся карбидные частицы скапливаются на границах зерен. Возникшие напряжения снижают силы межзеренных связей. Происходит охрупчивание локальных зон деформации кристалла, появляются изгибные контуры, приводящие к снижению напряжения, необходимого для разрушения металла и сопротивляемости коррозии [77, 109].

Авторы [150] связывают ДС с недостатком свободных дислокаций вследствие их закрепления сегрегациями растворенных атомов или дисперсными частицами - проявление ДС определяется соотношением между имеющимися в структуре плотностями дислокаций  $\rho$  и их стопоров  $N_{ст}$ :

$$D = \frac{\rho}{N_{ст}}. \quad (1.2)$$

При  $D$  меньше критической величины  $D_{кр}$  благодаря низкой  $\rho$ , или высокой  $N_{ст}$ , то есть при малой длине свободных дислокационных отрезков – проявляется ДС. В случае  $D > D_{кр}$  ДС отсутствует благодаря тому, что способные перемещаться крупные дислокационные отрезки, под влиянием действующих напряжений, осуществляют пластическое течение.

В работе [42], качества металла, длительно работающего в условиях малоциклового повторно-статического нагружения по отнулевому циклу, предложено оценивать по предельной степени деформационного упрочнения  $\varphi_{ni}$ :

$$\varphi_{ni} = 1 - \frac{\varepsilon_{пл}}{n_{0i}} - 2\varepsilon_{пл}. \quad (1.3)$$

где,  $\varepsilon_{пл}$  – величина пластической деформации;  $n_{0i}$  – исходное значение произвольной пластической характеристики стали (оптимальных изменения  $\psi$  и удлинения  $\delta_v$ ).

Причиной деградации металлов, также зачастую служит водородное охрупчивание – снижение прочности и долговечности металлов, обусловленное физическими факторами влияния водорода на деформационные микропроцессы в металлах под нагрузкой [56].

Водородная деградация превращения – эффект физико-химической природы, вследствие химических реакций и образования в сплавах новых фаз водородосодержащих соединений, сопровождается структурно-фазовыми превращениями, возможными только при наличии водорода. Такие эффекты активизируются термомеханическими процессами [11, 119]. Количество водорода, способное раствориться в металле, возрастает при повышении температуры. Этот факт лежит в основе лабораторной экспресс-методики ускоренной высокотемпературной водородной деградации сталей [192]. Еще большую роль в деградации металла водородом играют циклы нагрев-охлаждение. При охлаждении избыточный водород направляется к границам фаз или зерен, создавая за собой шлейф в виде высокоградиентного поля напряжений растяжения, перераспределяя углерод и легирующие элементы, ускоряя тем самым микроструктурные преобразования стали. При неоднократном повторении такого цикла создаются условия для возникновения мелких полостей и микротрещин.

Влияние водорода на зарождение и развитие в металле микрповреждений, согласно современным представлениям [56, 105, 171, 175], связывают со следующими факторами: давление молекулярного водорода в микрополостях металла (водородная деструкция) [162]; декогезия в кристаллической решетке металла, вызванная водородом [170]; взаимодействие атомов водорода в металле с вакансиями и дислокациями (водородные ловушки) [10, 44, 115, 181]; химическое

взаимодействие с компонентами сплавов и выделения водородосодержащих фаз [51]; поверхностное действие (хемосорбция) в системе металл – водород.

Авторами [68, 194] предложена модель распространения трещины под действием процессов транспортировки водорода в ее вершину, которая связана либо со скоростью образования водорода на вновь образованной поверхности разрушения, либо со скоростью диффузии водорода в определенную зону перед вершиной трещины:

$$\frac{da}{dt} \propto \sqrt{p_{H_2} \cdot D_{eff}} \quad (1.4)$$

где,  $\frac{da}{dt}$  – скорость распространения трещины;  $p_{H_2}$  – давление водорода;  $D_{eff}$  – эффективный коэффициент диффузии водорода.

В работах [34, 52] предложена физическая модель, согласно которой причиной развития стресс-коррозии является атомарный водород, проникающий в металл в виде протонного газа, образовавшегося в результате передачи валентных электронов водорода электронному газу металла. Молекулярный водород при низких температурах не может самостоятельно проникать внутрь металла, поэтому не может вызывать стресс-коррозию.

В работах [7, 99, 144] деградацию структуры конструкционных сталей с ОЦК-решеткой под влиянием низкотемпературных кинетических процессов, связывают с межзельными атермическими напорами в зонах локальной кривизны кристаллической решетки, которые вызывает разрушение перлитных колоний с выделением карбидов на границах зерен феррита.

Заметим, что деградация металла происходит не только в процессе эксплуатации, под воздействием нагрузок и агрессивной среды. В работе [35] установлена влияние длительного хранения конструкционных сталей (марок 20, 45, 09Г2С) на снижение циклической прочности. Механизм такого снижения связан с образованием многочисленных пор и расслоений по межфазным границам.

Следует отметить, что в реальных производственных условиях на металл воздействует комбинация всех вышеперечисленных факторов, усиливающая его

деградацию. Поэтому задача своевременной и эффективной оценки состояния металла является наиболее актуальной.

## **1.2 Проблема эффективности методов испытаний**

Для оценки степени деградации эксплуатационных свойств металла трубопроводов нормативной документацией регламентируется применение неразрушающих методов контроля (НК), а также испытания на прочность и герметичность [67, 84, 89, 96, 121, 129, 131], однако многие из них имеют ряд существенных ограничений.

### **1.2.1 Физические методы контроля и испытания**

Для оценки деградации длительно работающих конструкционных сталей, без выведения контролируемого объекта из эксплуатации или демонтажа, применяют различные физические методы НК [84]. Классификация видов и методов НК приведена в ГОСТ Р 56542-2019.

Ультразвуковой метод (УК), используется с 1930-х годов, позволяет выявить внутренние дефекты и определить их размеры. Главными недостатками УК являются: метод требует тщательной подготовки поверхности металла (что приводит к большим материальным и временным затратам); ограничения при контроле металлов с крупнозернистой структурой (таких как чугун или аустенитная сталь); затруднителен контроль малых деталей или деталей со сложной формой [82, 96].

Основными недостатками контроля проникающими веществами (капиллярного и течеискания) являются: снижение чувствительности метода при отрицательных температурах; контроль при высоких температурах (более 50° С) требует специальных составов; метод позволяет выявлять только поверхностные и сквозные дефекты; требует предварительной очистки от загрязнений, снижающих эффективность контроля [96, 133].

Недостатки магнитного метода контроля: метод применяется для контроля изделий из материалов, способных существенно изменять свои магнитные характеристики под воздействием внешнего магнитного поля (ферромагнетики); метод позволяет определить лишь поверхностные и подповерхностные дефекты, имеет малую производительность и трудно применим к изделиям сложной формы.

Радиационный метод позволяет выявить наружные и внутренние дефекты на различной толщине. РК незаменим при контроле объектов из композитных материалов. Одним из главных достоинств РК, является его объективность – наличие рентгеновского снимка, где четко показано наличие (отсутствие) дефекта. Главным и основным ограничением метода является его вредность для человека, в связи с чем, требуются специальные меры радиационной безопасности [96].

Все вышеперечисленные методы НК позволяют выявить уже образовавшиеся, сравнительно крупные дефекты, кроме того, большую роль при их выявлении играет человеческий фактор [83, 89, 96, 133].

Гидравлическое испытание (ГИ), иногда именуемое опрессовкой – является одним из основных видов испытаний, применяемых для проверки прочности и плотности оборудования. Оборудование, считающееся выдержавшим ГИ, в случае если в процессе испытаний не обнаружено течей, деформаций и разрывов, а также падение давления не превысило допустимое значение. Величины испытательного давления  $P_{исп}$ , в зависимости от материала и характера эксплуатации оборудования, при ГИ могут варьироваться от 1,1 до 1,5 [17, 36, 37, 121, 131, 139, 142, 154, 157] по отношению к расчётному  $P_{расч}$ . В общем виде величина испытательного давления определяется:

$$P_{исп} = K_h P_{расч} \frac{[\sigma]_{20}}{[\sigma]}, \text{ МПа}; \quad (1.2)$$

где,  $[\sigma]_{20}$ ,  $[\sigma]$  – допускаемые напряжения для испытываемого материала соответственно при 20 °С и расчетной температуре, МПа [16];  $K_h$  – коэффициент, учитывающий характер материала и запас прочности.

В некоторых случаях [154], возможно применение пневматических испытаний (ПИ). Кинетическая энергия сжатого газа при ПИ значительно выше,

чем воды при ГИ, поэтому значение коэффициента  $K_h$  при ПИ обычно принимается не более 1,15. Заменять ГИ на ПИ разрешается при условии дополнительного контроля акустико-эмиссионным методом [1, 30, 83, 140].

Традиционные ГИ испытывают материал в упругой зоне деформации нагрузками, не превышающими 0,25 от разрушающих [50]. После ГИ можно уверенно утверждать, что запас прочности материала не ниже коэффициента превышения поверочного давления над рабочим, значение же действительного запаса прочности определить невозможно [36, 121]. Такие испытания не позволяют обнаружить изменение геометрии оборудования и оценить его остаточную деформацию, от которой зависит запас пластичности и склонность к хрупкому разрушению.

### 1.2.2 Метод стресс-испытаний

Для оценки состояния оборудования работающего под давлением (как правило трубопроводов), наряду с традиционными испытаниями (ГИ, ПИ), в последнее время все большее место находит испытание повышенным давлением – «стресс-тест» [121, 131].

«Стресс-тест» представляет собой особую форму ГИ на прочность, исключая возможность возникновения недопустимых деформаций и позволяющую сохранить гарантированный запас пластичности оборудования на время эксплуатации [121, 147]. Сущность данных испытаний заключается в нагружении оборудования до фактического предела текучести, с последующей проверкой на герметичность [142].

При традиционном способе испытаний, трубопроводы испытывают в упругой зоне деформации нагрузками, вызывающими кольцевые напряжения в стенках труб от 0,75-0,85 нормативного предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . В результате таких испытаний запас прочности до разрушающих нагрузок не превысит 0,25, что значительно ниже запаса прочности труб, гарантированного заводами-изготовителями, допускающего превышение рабочих нагрузок на 0,4. При «стресс-

испытаниях» (СИ) трубопровод испытывают в упруго-пластической зоне деформации нагрузками, вызывающими кольцевые напряжения до  $1,1 \sigma_{0,2}$ , при сохранении гарантированного запаса пластичности труб. В результате испытаний достигают запаса прочности до 0,6 от разрушающих нагрузок [50, 74, 121].

В результате СИ достигается выявление дефектов, которые невозможно выявить другими методами контроля, связанные с браком при производстве и монтаже. В среднем, на каждые 16 километров газопровода при СИ выявляется один дефект. Выявление течей достигается, как правило, на давлении, не превышающем  $1,5 P_{\text{раб}}$  [50].

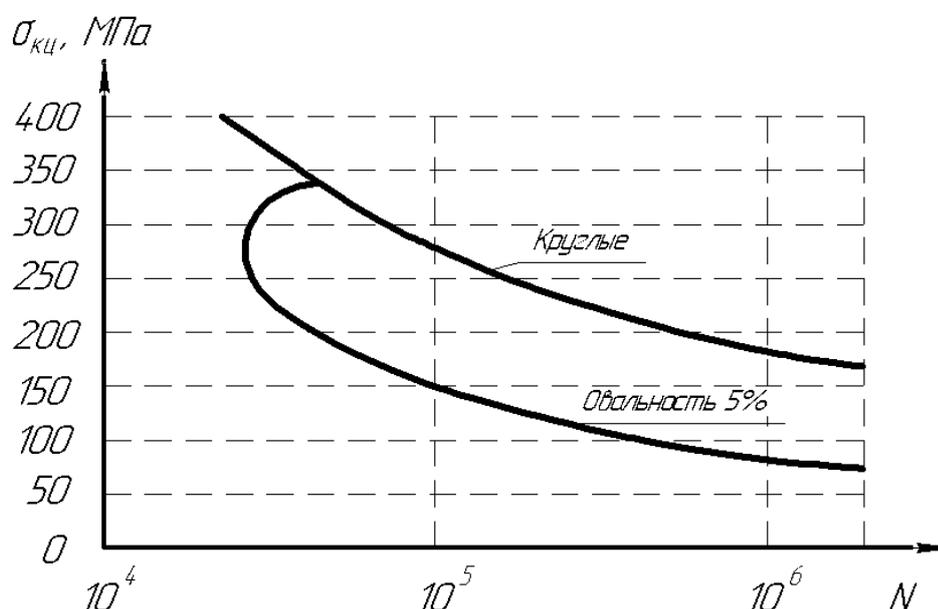


Рисунок 1.1 – Кривые усталости для труб с круглым и эллиптическим сечением

Согласно [157, 167, 165, 182], трубы с эллиптическим сечением имеют меньшее сопротивление циклическим кольцевым напряжениям, по сравнению с трубами круглого сечением (рисунок 1.1). При испытательном давлении более 0,85 от фактического предела текучести при растяжении, эллипсоидные овалности снижаются до величин, менее 2%.

В исследованиях [166, 165] говорится о том, что при проведении СИ, внутренние остаточные напряжения, возникшие при производстве труб и монтаже трубопровода, накладываются на прилагаемые испытательные напряжения. Увеличение нагрузки, превышающей предел пропорциональности, как правило,

ведет к относительно малым пластическим деформациям. Внутренние напряжения, действующие в окружном направлении, уменьшаются до остаточной величины, около 0,15-0,20 от нормативного предела текучести при растяжении.

Согласно [74, 165-169, 179, 185], при высоких нагрузках (до 1,1-1,2 нормативного предела текучести) на вершинах микротрещин создается пластическая область, которая при снятии нагрузки приводит к отрицательным предварительным напряжениям, что способствует снижению дальнейшего роста микротрещин.

В работе [169] предложена оценка остаточного ресурса (срока безопасной эксплуатации) трубопровода с дефектами, основанная на циклических СИ трубопровода. Испытания проводят с увеличением нагрузки после каждого цикла нагружения. Анализируется динамика роста размеров дефектов, на основе полученных данных по критерию линейного суммирования повреждений получают допускаемую усталостную долговечность эксплуатационного режима трубопровода.

Для оценки прочности и герметичности испытываемых трубопроводов с целью подтверждения их надежности, в различных странах способы испытаний трубопроводов регламентированы действующими НД. Эти способы классифицированы по различным критериям (величинам испытательного давления, методам контроля параметров и типу испытательной среды). Заметим, что нормативы, стандарты и правила, действующие в РФ [18, 46, 139], в Германии [193], Дании и Нидерландах [183], Великобритании [187], США и Канаде [176, 177, 180], незначительно различаются по величинам испытательного давления, а требования по технологии и методам проведения испытаний практически идентичны.

Нормативами РФ и зарубежных стран предусмотрены испытания трубопроводов повышенным давлением нагрузками до 1,1 от предела текучести металла труб [121, 131]. В таблице 1.1 приведены значения величин испытательного давления, регламентированные российскими и зарубежными НД, при СИ.

Таблица 1.1 – Значения испытательного давления в нижней точке участка трубопровода, при СИ, регламентированные различными НД

Нормативный документ	Регламентированное значение испытательного давления $P_{исп}$ , МПа
IGE/TD/1 Edition 5	$P_{исп} \geq 1,5P_{раб}$
Vd TÜV 1060	$P_{исп} = 1,1\sigma_{0,2}$
ASME B31.8	$P_{исп} \leq \frac{2,5 \cdot \sigma_{0,2} \cdot s}{D} FET$
ASME B31.4	$P_{исп} \leq \frac{2,5 \cdot \sigma_{0,2} \cdot s}{D} FE$
CSA-Z662	$P_{исп} = 1,0\sigma_{0,2}$
DEP 31.40.40.38-Gen.	$P_{исп} = \frac{20 \cdot (s - s_{min}) \cdot \sigma_{0,2}}{D} FET$
ВН 39-1.9-004-98	$P_{исп} = \frac{2,2 \cdot \sigma_{0,2} \cdot s}{d}$
<p>где, <math>\sigma_{0,2}</math> – нормативный предел текучести; <math>s</math> – номинальная толщина стенки трубопровода; <math>s_{min}</math> – минимальная расчетная толщина стенки трубопровода; <math>D</math> – наружный диаметр трубопровода; <math>d</math> – внутренний диаметр трубопровода; <math>F</math> – расчетный коэффициент, учитывающий допуски для данного типоразмера труб; <math>E</math> – коэффициент сварного соединения; <math>T</math> – температурный коэффициент.</p>	

Следует отметить, что различия в величине испытательного давления вызваны не только из-за различий коэффициента запаса прочности в НД разных стран [179, 186], требования российских и зарубежных НД часто разнятся между собой. В большинстве зарубежных стандартов, таких как ASME, DEP и др. расчеты толщины стенки трубопроводов и испытательных давлений ведутся с применением формулы наружного диаметра (формулы Барлоу) [74], в российских НД применяется формула внутреннего диаметра. Различие результатов не велико при относительно небольших толщинах труб. Однако, при СИ, расчеты по российским

формулам дают превышение испытательного давления над зарубежными результатами, получаемыми при расчете по формуле Барлоу, на 3-5% [50, 74].

### **Выводы по главе и постановка задач исследования**

Выполнен литературный обзор работ, посвященных исследованию изменения структуры и фазового состава при сварке и в процессе эксплуатации конструкционных сталей, проведен сравнительный анализ методов контроля и испытаний состояния металла.

На основании проведенного обзора сделаны следующие выводы:

1) В процессе сварки и при эксплуатации углеродистых и низколегированных сталей испытывают различного рода воздействия. Вследствии этих воздействий происходит деградация структуры и фазового состава металла, ухудшаются его механические и эксплуатационные свойства.

2) Традиционные методы оценки технического состояния оборудования из конструкционных сталей (НК, ГИ, ПИ), не всегда являются достоверными. Методы не позволяют установить действительных значений коэффициента запаса прочности, коэффициент запаса по текучести и остаточную деформацию, от которой зависит запас пластичности и склонность к хрупкому разрушению.

3) СИ позволяют: выявить докритические дефекты, снизить остаточные напряжения после изготовления и монтажа, затормозить развитие микротрещин, а также определить коэффициент запаса прочности, рассчитать остаточный ресурс и оптимально скорректировать эксплуатационные нагрузки.

4) В научной литературе отсутствует физическое обоснование и единый подход при назначении оптимальных нагрузок СИ для каждого конкретного материала. Имеющиеся формулы испытательного давления определены аналитически (расчетным путем) и имеют большой разброс.

5) Имеющиеся методики проведения СИ рассчитаны главным образом на испытания нового оборудования из материалов с известными номинальными механическими характеристиками, и не учитывают изменения структурно-

фазового состояния основного и наплавленного металла сварных соединений за период эксплуатации и после проведения ремонта.

б) Создание инструментов для эффективного проведения СИ является одной из актуальных научных задач, поскольку из-за большой изношенности фондов оборудования и общего снижения качества работ по оценке их технического состояния повышается вероятность аварий.

**Целью** настоящей работы является установление закономерностей деградации структурно-фазового состояния и механических свойств конструкционных сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС при различных нагрузках и степенях упруго-пластической деформации.

Для достижения цели были сформулированы решены следующие **задачи**:

7) Исследовать структурно-фазовое и напряженно-деформированное состояние в наплавленном металле и зоне термического влияния при различных нагрузках (степенях упруго-пластической деформации), а также оценить влияние на них дефектов сварных соединений.

8) Установить зависимости степени упруго-пластической деформации на формирование структуры, фазового состава и полей внутренних напряжений исследуемых углеродистых и низколегированных сталей.

9) Оценить влияние степени деформации и дефектов сварных соединений на количественные и качественные изменения характеристик акустической эмиссии.

10) Обосновать величину предельных нагрузок (степени деформации) при проведении стресс-испытаний исследуемых углеродистых и низколегированных сталей.

11) Разработать критерий оценки степени деформации по изменениям характеристик АЭ-сигнала при проведении стресс-испытаний, позволяющий анализировать деградацию механических свойств основного металла и сварных соединений трубопроводов при длительной эксплуатации.

12) Выполнить практическую апробацию результатов исследования.

## 2 МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ И ИССЛЕДОВАНИЯ

В соответствии с поставленной целью работы, настоящая глава посвящена описанию комплекса методик проведения исследований: параметров акустической эмиссии, микроструктуры металла, а также полей внутренних напряжений при испытаниях с различными степенями деформации и способами сварки при наличии (отсутствии) искусственных дефектов.

### 2.1 Материал исследования

Для экспериментов были выбраны стали марок: Ст3сп (ГОСТ 380-2005), 10 (ГОСТ 1050-2013), 09Г2С и 17ГС (ГОСТ 19282-2014). Эти стали были выбраны из-за того, что в настоящее время большая часть металлоконструкций в промышленности изготовлены из углеродистых и низколегированных сталей [137]. Из-за схожести химического состава и механических свойств сталей марок Ст3сп и 20, сталь марки 20 в экспериментах не участвовала. Механические характеристики [14, 20] вышеуказанных сталей приведены в таблице 2.1, химический состав – в таблице 2.2.

Таблица 2.1 – Механические характеристики сталей марок Ст3сп, 10, 09Г2С и 17ГС полученные при температуре испытаний 20 °С

Марка стали	Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Относительное удлинение $\delta_5$ , %
Ст3сп	380-490	255	26
10	330	205	31
09Г2С	430-590	265-440	19-21
17ГС	510	345	23

Таблица 2.2 – Химический состав конструкционных сталей трубопроводов

Марка стали	Нормативный документ	C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
Ст3сп	ГОСТ 380-2005	0,14- 0,22	0,15- 0,30	0,40- 0,65	$\geq 0,050$	$\geq 0,040$
10	ГОСТ 1050-2013	0,07- 0,14	0,17- 0,37	0,35- 0,65	$\geq 0,030$	$\geq 0,035$
20	ГОСТ 1050-2013	0,17- 0,24	0,17- 0,37	0,35- 0,65	$\geq 0,030$	$\geq 0,035$
17ГС	ГОСТ 19281-2014	0,14- 0,20	0,40- 0,60	1,00- 1,40	$\geq 0,040$	$\geq 0,035$
09Г2С	ГОСТ 19281-2014	$\geq 0,12$	0,50- 0,80	1,30- 1,70	$\geq 0,030$	$\geq 0,035$

Сварка исследуемых образцов выполнялась плавящимися электродами ЦУ-5, тип Э50А (ГОСТ 9467-75). Химический состав наплавленного металла данных электродов приведен в таблице 2.3, механические характеристики металла шва и наплавленного металла [25] – в таблице 2.4.

Таблица 2.3 – Химический состав наплавленного металла электродов ЦУ-5, % масс.

<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>P</i>
0,10	1,30	0,35	0,012	0,018

Таблица 2.4 – Механические свойства металла шва и наплавленного металла электродов типа Э50А

Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа	Относительное удлинение $\delta_5$ , %	Ударная вязкость, $a_n$ , Дж/см <sup>2</sup>	Угол изгиба сварного соединения, градус
500	20	137	$\geq 150$

## 2.2 Сварка исследуемых образцов. Искусственные дефекты

Влияние модуляции тока на амплитуду полей внутренних напряжений и структурно-фазовое состояние оценивали сравнением результатов исследований образцов, выполненных ручной дуговой сваркой (РДС) и сваркой модулированным током (РДСМТ) [137]. Образцы под сварку представляли собой пластины 250×125×5 мм, разделка кромок – С17 (ГОСТ 5264-80). Сварку одной половины исследуемых образцов проводили РДС, другой половины – РДСМТ.

РДСМТ имела следующие величины: средний ток  $I_{cp}$  – 49 А, ток импульса  $I_{и}$  – 120 А, продолжительность импульса  $t_{и}$  – 50 мс, ток паузы  $I_{п}$  – 25 А и продолжительность тока пауза  $t_{п}$  – 200 мс. Дополнительные импульсы, обеспечивающие стабильный перенос металла в сварочную ванну в период паузы, составляли  $t_{и.д.}$  – 7 мс,  $I_{и.д.}$  – 120 А, частота следования дополнительных импульсов 50 Гц. Величину среднего (эффективного) тока рассчитывали по формуле:

$$I_{\text{эф.}} = \frac{I_{и}t_{и} + (I_{и}t_{и.д.})(t_{п}f) + (I_{п}t_{п.д.})(t_{п}f)}{t_{и} + t_{п}}, \quad (2.1)$$

где,  $f$  – частота дополнительных импульсов.

Результаты экспериментов подтверждены показаниями осциллографа *LeCroy WevaSurfer 24x* (рисунок 2.1)

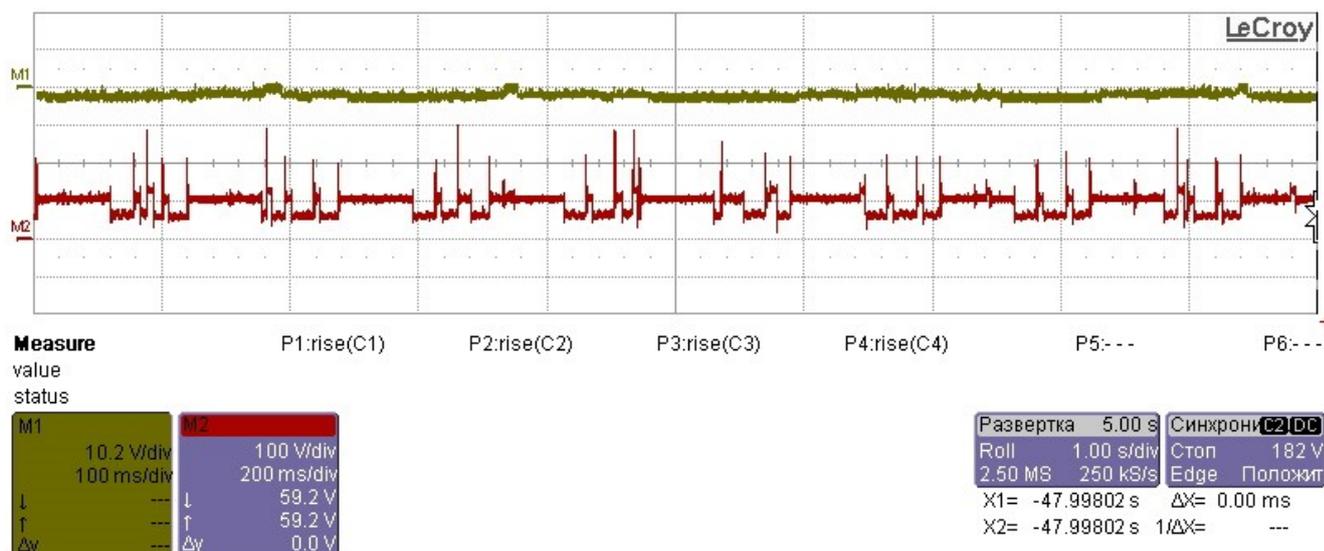


Рисунок 2.1 – Осциллограмма РДСМТ электродами ЦУ-5

Величина тока РДС составляла нижнее значение рекомендованного тока (ГОСТ 9466-75) – 65 А.

Технологические свойства способов сварки РДСМТ отличаются от РДС высоким динамическим воздействием на сварочную ванну и мелкокапельным, от преимущественно крупнокапельного, переноса металла, при РДС [125].

Для имитации условий реальных производственных объектов, а также исследования влияния макродефектов сварных соединений на параметры АЭ, микроструктуру и поля внутренних напряжений при испытаниях с различными степенями деформации, часть образцов выполняли с искусственными дефектами.

Материалом для искусственных дефектов служили графит и толченое стекло, которые вводили в сварочную ванну. Таким образом моделировались графитные и силикатные неметаллические включения [130].

Для подтверждения наличия/отсутствия искусственных дефектов, готовые сварные соединения контролировали визуальным и измерительным и ультразвуковым методами НК.

ВИК проводили при помощи осветительных приборов, просмотровой ( $\times 2$  крат) и измерительной ( $\times 10$  крат) луп, штангенциркуля и шаблона *WG-1* [19, 31]. Дефектов, превышающих браковочные нормы, не выявлено как в образцах с искусственными дефектами, так и в «бездефектных» образцах.

УК проводили дефектоскопом УД4-76 с углом ввода пьезоэлектрического преобразователя  $70^\circ$  и частой 5 МГц [27]. Настройку чувствительности дефектоскопа проводили на стандартном образце предприятия по зарубежке  $2,0 \times 0,8$  мм [142]. В образцах с искусственными дефектами были выявлены цепочки неметаллических включений, амплитудой сигнала ниже браковочного уровня на 4-8 дБ, дефектов типа трещин обнаружено не было. В «бездефектных» образцах каких-либо несплошностей не выявлено.

### 2.3 Механические испытания

Влияния различных степеней деформации на параметры АЭ, структурно-фазовое состояние и внутренние напряжения оценивали сравнением результатов испытаний образцов, выполненных РДСМТ и РДС, а также содержащих искусственные дефекты.

Для последующих испытаний со сварных соединений было снято усиление шва. Далее пластины подверглись механической обработке и из них были изготовлены плоские образцы без головок типа XII (ГОСТ 6996-66)  $5,0 \times 15,0 \times 250,0$  мм с поперечным сечением  $75 \text{ мм}^2$ . Данный тип образцов был выбран из-за удобства и простоты крепления преобразователей акустической эмиссии (ПАЭ) непосредственно на них, без использования дополнительных волноводов АЭ, ухудшающих акустический сигнал. Каждый образец был отдельно промаркирован в зависимости от марки стали, способа сварки и наличия искусственных дефектов.

Готовые образцы подвергли пластической деформации (одноосному растяжению) различной степени – 1, 2, 3, 5%, и в том числе разрушению [13]. Испытания проводили на разрывной машине *Walter+Bai AG LFM-125* (Швейцария). Средняя скорость нагружения составляла 20 Н/с. При каждом режиме испытывали не менее десяти образцов.

В ходе испытаний фиксировались нагрузки, приводящие к заданным степеням пластической деформации. После испытаний у каждого образца вычисляли относительные удлинение и сужение, а также площадь поперечного сечения.

### 2.4 Акустическая эмиссия

Для исследования микроповреждений основного и наплавленного металла, их локализации и анализа при различных способах сварки в процессе пластической деформации был применен метод АЭ [8, 46, 70, 81, 83, 113, 118, 120, 130].

Измерительный комплекс *A-Line 32D (PCI-8)* («Интерюнис», Россия) представляет собой восьмиканальную систему сбора и обработки АЭ информации, получаемой в реальном масштабе времени с исследуемого объекта от акустических датчиков при проведении эксперимента (рисунок 2.3).

Калибровку системы проводили имитатором АЭ-сигналов амплитудой 10 В на частоте 1 Гц. Для исключения ложных сигналов акустических ревербераций, из-за малых размеров исследуемых образцов, параметр «*DeadTime*» (время после окончания импульса АЭ, в течение которого канал АЭ не может регистрировать другие импульсы АЭ) при настройке АЭ-системы был программно увеличен до 32000 мкс [120, 158].

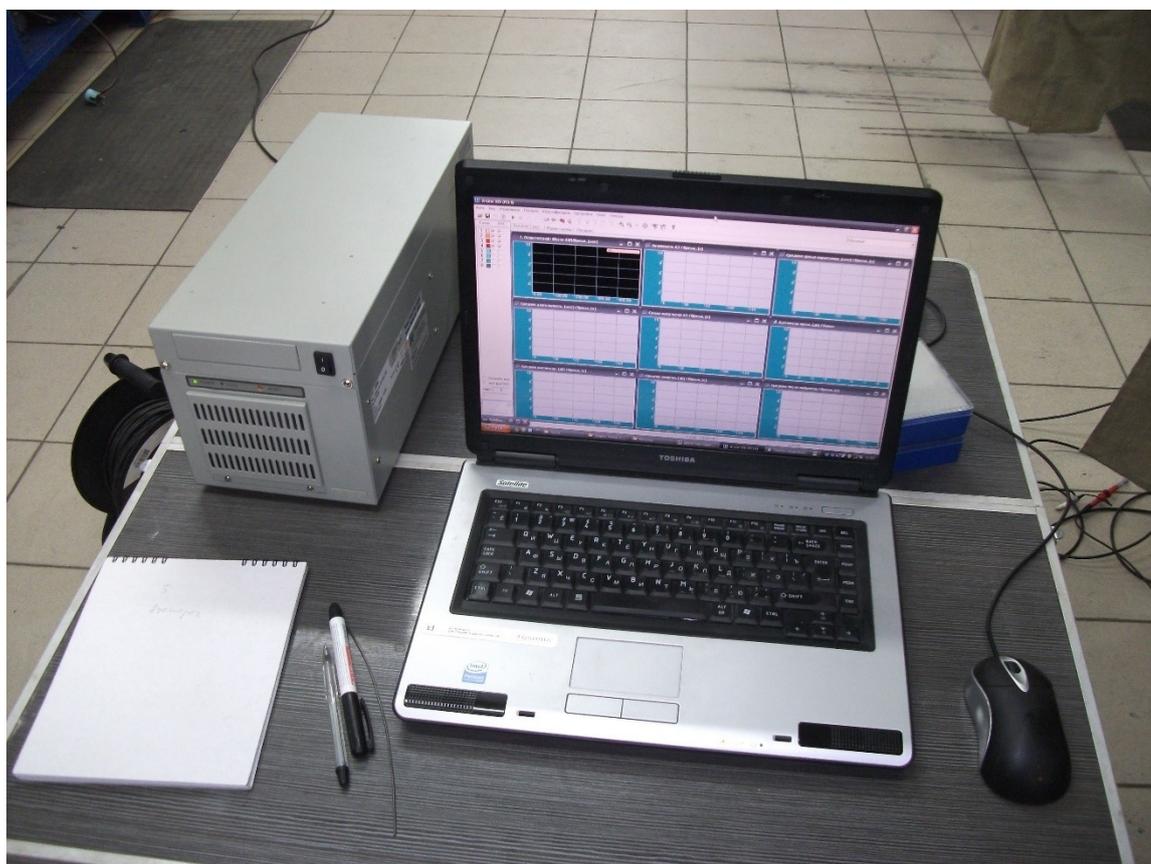


Рисунок 2.3 – Блок сбора и обработки данных (Ethernet Box) АЭ-комплекса *A-Line 32D*

После завершения испытаний проводили обработку полученных данных – фильтрацию ложных источников АЭ по времени и длительности, а также фильтрацию синфазной помехи [83, 87, 88].

## 2.5 Просвечивающая дифракционная электронная микроскопия на тонких фольгах

Электронно-микроскопические исследования проведены на просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 25000 крат. По электронно-микроскопическим изображениям измеряли следующие параметры структуры стали: объемные доли морфологических составляющих матрицы стали ( $P_V$ ), размеры ( $d$ ), плотность распределения ( $1/r$ ) и объемные доли ( $\delta$ ) карбидных частиц, скалярную ( $\rho$ ) и избыточную ( $\rho_{\pm}$ ) плотность дислокаций, амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки ( $\chi$ ) и амплитуды внутренних напряжений ( $\sigma$ ).

Определение размеров и объемной доли присутствующих в материале фаз проводилось по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз. Идентификация фаз проводилась по известным методикам. Для этого использовались схемы микродифракционных картин, рассчитанные по табличным значениям параметров кристаллических решеток. Результаты, полученные методом электронной микроскопии, сопоставлялись с результатами рентгеноструктурного анализа. Определение линейных размеров и скалярной плотности дислокаций проводилось методом секущей по стандартным методикам [108, 159]. При определении внутренних напряжений было определено два вида напряжений [61]: 1) напряжение сдвига (поля напряжений, создаваемые дислокационной структурой), которое определяется по формуле:

$$\sigma = \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (2.2)$$

где  $\alpha$  – меняется в пределах  $0,05 \div 1,0$  в зависимости от типа дислокационного ансамбля [60];  $G$  – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргерса;  $\rho$  – скалярная плотность дислокаций и 2) дальнедействующие напряжения – это моментные (или локальные) напряжения, возникающие в тех местах материала, в которых присутствует избыточная плотность дислокаций ( $\rho_{\pm}$ ), т.е. когда  $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-} \neq 0$  ( $\rho_{+}$  и  $\rho_{-}$  – плотность, соответственно, положительно и отрицательно заряженных дислокаций). В этом случае:

$$\sigma = \alpha_c G b \sqrt{\rho_{\pm}} = G \sqrt{b \chi}, \quad (2.3)$$

где  $\alpha_c = 1$  – коэффициент Струнина [143],  $\chi$  – среднее значение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы, определяемая, как [55, 62]:

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}, \quad (2.4)$$

где  $\varphi$  – контролируемый с помощью гониометра угол наклона фольги в колонне электронного микроскопа;  $\ell$  – ширина экстинкционного контура, определяемого экспериментальным путем [145]. Избыточная плотность дислокаций  $\rho_{\pm}$  определяется экспериментально из соотношения [55, 62]:

$$\rho_{\pm} = \frac{\chi}{b}, \quad (2.5)$$

Моментные напряжения идентифицируются по наличию в материале изгибных экстинкционных контуров [61].

## 2.6 Рентгеноструктурный анализ

Рентгеноструктурный анализ проводили при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-7 при напряжении 30 кВ и анодном токе 30 мА. В эксперименте была применена рентгеновская трубка с медным катодом. Интенсивности дифракционных максимумов измерялись сцинтиляционным счетчиком с амплитудной дискриминацией. Интегральные интенсивности дифракционных максимумов определялись по площадям, заключенным между профилем дифракционной линии и линии фона. Координаты дифракционных

максимумов однозначным образом связаны с параметрами элементарной ячейки. По положению дифракционных максимумом рассчитывались параметры кристаллической решетки фаз с помощью программного обеспечения *PDWin* НПО «Буревестник».

Компьютерную обработку дифрактограмм проводили с помощью программы «*Renex*», позволяющей разделить линии  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  и с высокой точностью определить угловые положения дифракционных максимумов, их интенсивности, полуширины и межплоскостные расстояния. Профили линий по программе «*Renex*» аппроксимировали функцией вида:  $f = A 2\theta^2 - B 2\theta + C$ , где  $A$ ,  $B$ , и  $C$  – const. Функция  $f$  является нелинейной комбинацией функций Коши и Гаусса, которые используются для аппроксимации функции  $f$ . Точность определения межплоскостных расстояний  $\Delta d/d$  составляла величину, равную 0,0005 нм. Был определен фазовый состав сплавов, параметры кристаллической решетки присутствующих фаз и внутренние напряжения.

Все данные, полученные как методом ПЭМ, так и методом РСА, обрабатывались статистически.

## **2.7 Достоверность результатов исследований и статистическая обработка данных**

При проведении исследований использовали серийно выпускаемое лабораторное и промышленное оборудование, обеспечивающие достоверность результатов измерений [23].

Измерения амплитудных и временных энергетических параметров сварки (силы тока, напряжения), проводимые осциллографом *LeCroy WevaSurfer 24x*, имеющим погрешность коэффициента отклонения  $\pm 1,5\%$  (+0,5% от шкалы) и погрешность коэффициента развертки  $10 \cdot 10^{-6}$  [193].

Измерения нагрузки и степени деформации, при механических испытаниях, проводили испытательной машиной *Walter+Bai AG LFM-125* с классом точности 0,5%.

Для регистрации и обработки сигналов АЭ использовали измерительный комплекс *A-Line 32D (PCI-8)* с погрешностью измерения амплитуды АЭ сигнала  $\pm 0,5$  дБ и погрешностью времени регистрации АЭ сигнала  $\pm 1$  мкс. Имитатор АЭ-сигналов, используемый для калибровки АЭ системы, имел относительную погрешность амплитуды импульсов  $\pm 5\%$  и относительную погрешность частоты следования импульсов  $\pm 1\%$ .

Алгоритм статистической обработки экспериментальных данных включал: вычисление выборочных статистических характеристик, определение желаемых свойств выборочных характеристик, отсеивание грубых наблюдений, проверку гипотезы нормальности распределения и построение зависимостей [41, 148]. Использовались стандартные методы построения и первичного исследования вариационных рядов экспериментальных данных (группировка, ранжирование, дискретизация по частотам и частостям, построение гистограмм, полигонов и др.). Распределение случайных величин оценивалось характеристиками, определяющими положение центра группирования случайной величины и её рассеивания около этого центра.

С использованием множественной регрессии определяли взаимосвязи между несколькими переменными. Проверка достоверности уравнений регрессии проводилась по  $F$ -критерию Фишера. В случаях, когда линейная модель являлась неадекватной, применялось нелинейное (полиномиальное) оценивание.

Статистическая обработка результатов исследования проводилась в программах *Microsoft Office Excel* и *Statistica*.

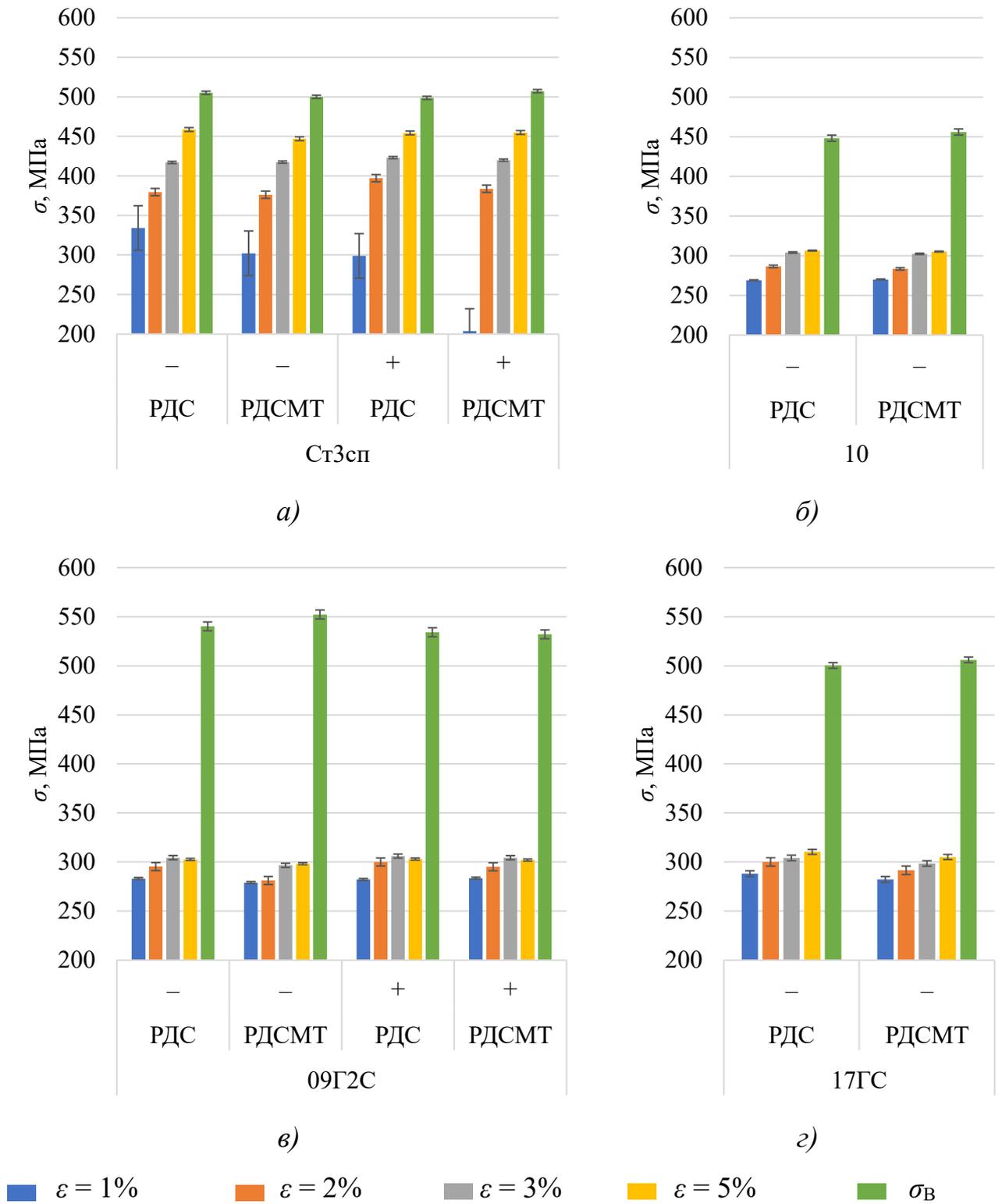
### **3 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ХАРАКТЕРИСТИК СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ ДЕФОРМАЦИИ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

В главе приведены результаты исследования [92-96, 120, 122-130, 138] микроструктуры, фазового состава и локальных полей внутренних напряжений основного и наплавленного металла после проведения испытаний образцов различной степени упруго-пластической деформации (1, 2, 3, 5% и разрушения), а также характеристики изменения АЭ-сигнала в процессе деформации.

В результате работы было исследовано 200 образцов (по 50 образцов для каждой марки стали). Разрушение образцов произошло при нагрузках, соответствующих предельному напряжению для данных сталей. Разрушение 99% образцов произошло по зоне термического влияния [120, 130], один образец из стали марки СтЗсп разрушился по основному металлу и один образец из стали марки 09Г2С – по сварному шву.

Анализ механических характеристик (рисунок 3.1) исследуемых образцов показал, что при малых степенях деформации ( $\epsilon$ ) до 2% (упругие деформации), образцы, сваренные различными способами, имеют большой разброс приложенной нагрузки. С увеличением степени деформации до 5% (пластические деформации) этот разброс уменьшается – образцы испытывают практически одни и те же напряжения [120].

Образцы, выполненные РДСМТ, показали больший, относительно РДС, предел прочности ( $\sigma_B$ ), однако меньшее относительное остаточное удлинение после разрушения (на 1÷3 %). Образцы с искусственными дефектами показали сравнительно большее относительное остаточное удлинение (на 1÷9 %) после разрушения при меньших нагрузках (на 2÷12 МПа).



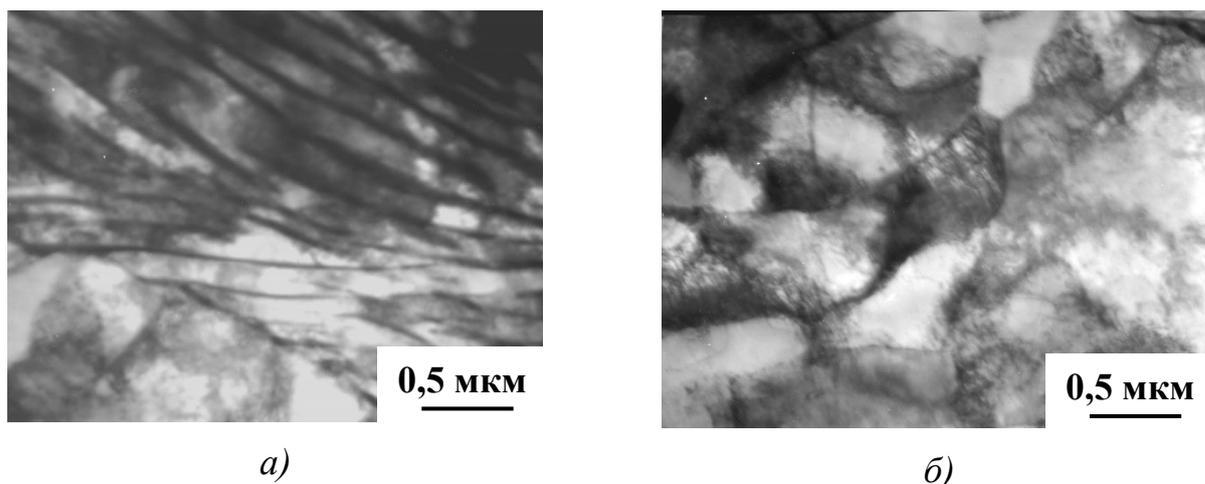
а) СтЗсп; б) 10; в) 09Г2С; з) 17ГС

Рисунок 3.1 – Механические характеристики исследуемых образцов при различных степенях пластической деформации, способах сварки (РДС и РДСМТ), наличия (+) и отсутствия (-) искусственных дефектов

### 3.1 Структура и фазовый состав исследуемого металла

#### 3.1.1 Формирование структурно-фазового состояния в сварном соединении при деформации

Проведенные исследования стали марки СтЗсп показали, что в исходном ( $\varepsilon = 0$ ) состоянии матрица стали представляет собой  $\alpha$ -фазу – твердый раствор углерода и легирующих элементов в  $\alpha$ -Fe с ОЦК кристаллической решеткой. Морфологическими составляющими  $\alpha$ -фазы являются пластинчатый перлит (рисунок 3.2, а), объемная доля которого на расстоянии 1 мм от границы шва составляет ~45% от объемной доли материала, и феррит (рисунок 3.2, б), доля которого в материале ~55% (таблица 3.1).



а) перлитные зерна неразрушенного перлита, б) ферритные зерна

Рисунок 3.2 – Электронно-микроскопические изображения структуры в основном металле при степени пластической деформации  $\varepsilon = 0$

Дислокационная структура в перлите представлена, в основном, плотными дислокационными сетками. Средняя скалярная плотность дислокаций  $\rho$  составляет величину  $2,1 \cdot 10^{-10} \text{ см}^{-2}$ . Дислокационная структура в перлите поляризована, на что указывает наличие в нем изгибных экстинкционных контуров. Средняя избыточная плотность дислокаций  $\rho_{\pm}$ , измеренная из ширины контуров, имеет величину  $0,9 \cdot 10^{-10} \text{ см}^{-2}$ , что значительно меньше величины  $\rho$ . Избыточная плотность дислокаций

вызывает высокие внутренние напряжения. В работе было определено два вида напряжений: 1) напряжение сдвига  $\sigma_l$  (поля напряжений, создаваемые дислокационной структурой) и 2) моментные (или локальные) напряжения  $\sigma_d$ , возникающие в тех местах материала, в которых присутствует избыточная плотность дислокаций. Амплитуда внутренних напряжений оказалась равной 330 МПа и 230 МПа соответственно.

Таблица 3.1 – Количественные параметры тонкой структуры сварного соединения стали марки СтЗсп в ЗТВ в исходном состоянии ( $\varepsilon = 0$ )

Количественные параметры структуры	Основной металл		Металл шва	
	перлит	феррит	перлит	феррит
Объемная доля, %	0,45	0,55	0,30	0,70
Размер фрагментов в феррите, мкм	-	0,6×1,4	-	0,8×1,6
Скалярная плотность дислокаций $\rho$ , см <sup>-2</sup>	2,1·10 <sup>-10</sup>	3,2·10 <sup>-10</sup>	1,1·10 <sup>-10</sup>	2,5·10 <sup>-10</sup>
Избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm}$ , см <sup>-2</sup>	0,9·10 <sup>-10</sup>	1,7·10 <sup>-10</sup>	1,0·10 <sup>-10</sup>	1,3·10 <sup>-10</sup>
Напряжения сдвига $\sigma_l$ , МПа	330	360	210	320
Моментные напряжения $\sigma_d$ , МПа	230	265	200	225

Феррит в основном металле уже в исходном состоянии ( $\varepsilon = 0$ ) полностью фрагментирован (рисунок 3.2, а).  $L = 1,4$  мкм – средний продольный размер фрагментов,  $D = 0,60$  мкм – средний поперечный размер фрагментов. Фрагменты внутри себя содержат сетчатую дислокационную структуру. Средняя скалярная плотность дислокаций  $\rho = 3,2 \cdot 10^{-10}$  см<sup>-2</sup>, т.е. практически в 1,5 раза выше, чем в перлитной составляющей стали. Дислокационная структура также поляризована. Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки, определенная из средней ширины экстинкционного контура во фрагментах, оказалась равной  $\chi = 436$  см<sup>-1</sup> (в перлитной составляющей  $\chi = 218$  см<sup>-1</sup>). Средняя избыточная плотность дислокаций во фрагментированном феррите  $\rho_{\pm} = 1,7 \cdot 10^{-10}$  см<sup>-2</sup>, что почти в 2 раза выше, чем в перлите.

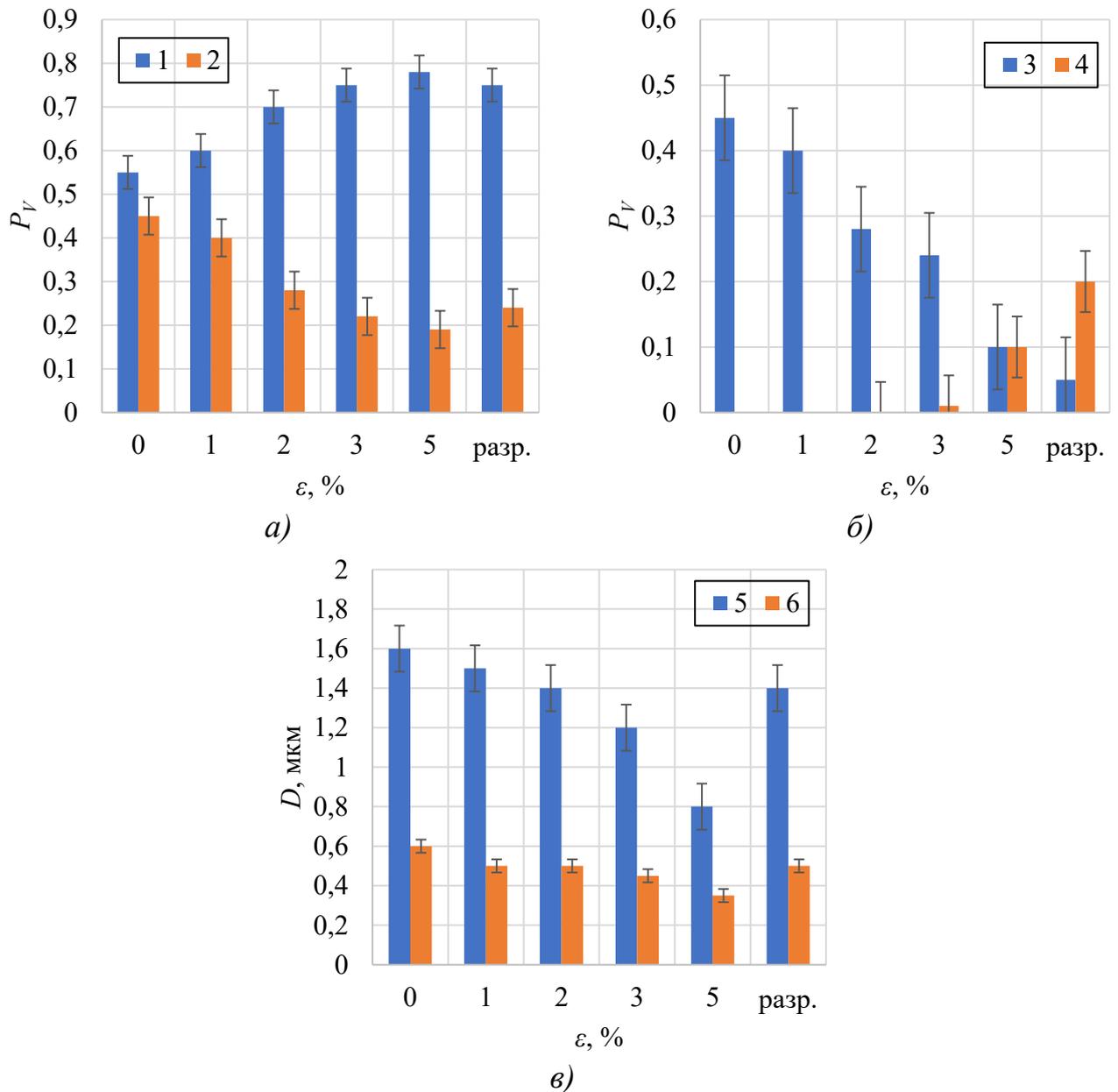
Как и в перлитной составляющей, была определена амплитуда внутренних напряжений. Оказалось:  $\sigma_l = 360$  МПа,  $\sigma_o = 265$  МПа.

Выше было отмечено, что уже качественные изменения в структуре стали основного металла после сварки и последующей деформации довольно значительны. На количественном уровне они оказались также существенными. Рассмотрим эти изменения более подробно.

На рисунке 3.3, *а* представлены зависимости изменения объемных долей перлита и феррита от степени пластической деформации, происходящие в структуре основного металла сварного шва. Видно, что по мере увеличения  $\varepsilon$  объемная доля ферритной составляющей матрицы (кривая 1) увеличивается, а перлитной (кривая 2) убывает. Одновременно совершенный пластинчатый перлит с увеличением степени пластической деформации постепенно заменяется на разрушенный (рисунок 3.3, *б*, кривые 3-4). Средний размер фрагментов в зернах феррита с увеличением степени пластической деформации  $\varepsilon$  убывает (рисунок 3.3, *в*), причем продольный размер фрагментов (кривая 5) уменьшается более интенсивно, чем поперечный (кривая 6).

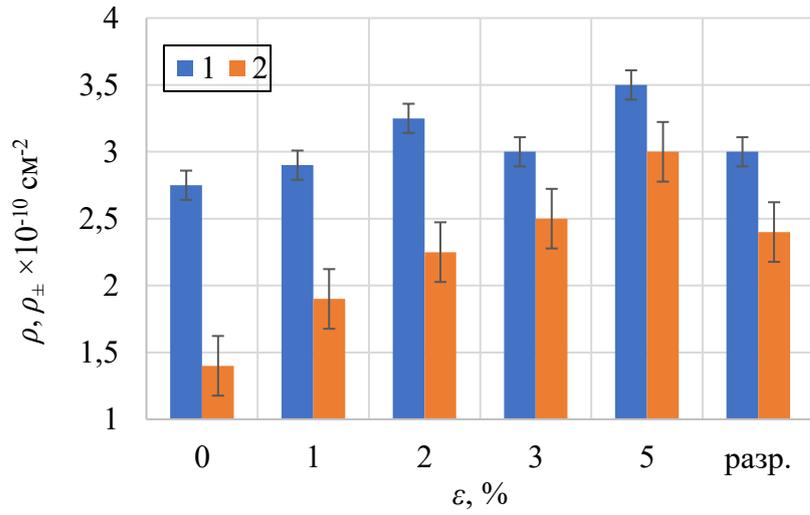
На рисунке 3.4 приведены зависимости влияния степени пластической деформации  $\varepsilon$  на параметры дислокационной структуры, а именно, скалярной  $\rho$  (кривые 1) и избыточной  $\rho_{\pm}$  (кривые 2) плотности дислокаций как в среднем по материалу (рисунок 3.4, *а*), так и в каждой морфологической составляющей матрицы основного металла (рисунок 3.4, *б*). Хорошо видно, что по мере увеличения  $\varepsilon$  средняя величина скалярной плотности дислокаций возрастают незначительно, однако её поведение внутри различных морфологических составляющих различно. Несколько более интенсивно (особенно на начальном этапе деформирования) происходит увеличение избыточной плотности дислокаций. Но и её поведение внутри различных морфологических составляющих различно. Это демонстрирует рисунок 3.4, *б*. В ферритных зернах поведение  $\rho$  и  $\rho_{\pm}$  такое же, как и в среднем по материалу. Это и не удивительно. Объемная доля ферритных зерен уже при  $\varepsilon = 0$  значительно превышает объемную долю перлитных зерен, а с увеличением степени пластической деформации феррита становится все

больше (рисунок 3.3, а). Это приводит к тому, что величина и поведение  $\rho$  и  $\rho_{\pm}$  в материале в целом определяется ферритной составляющей матрицы.

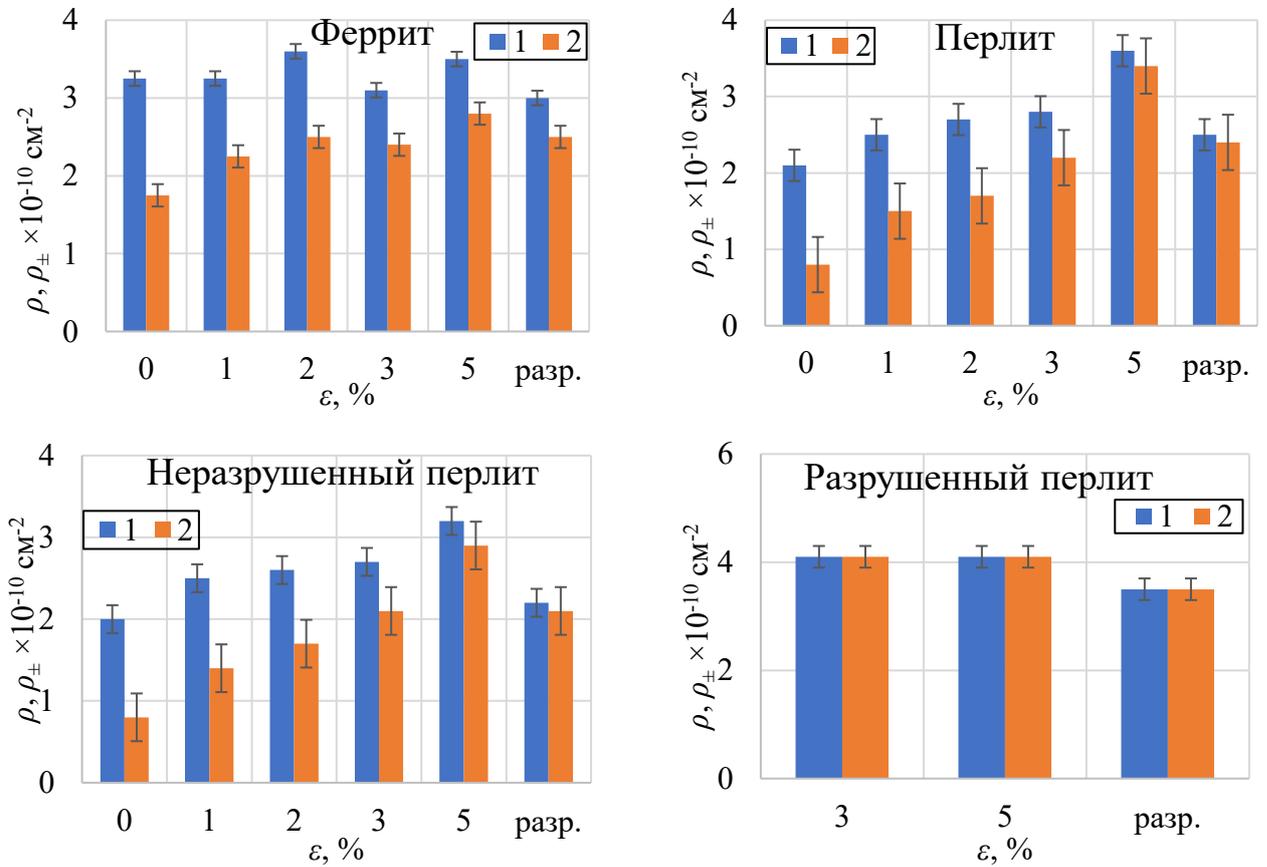


а) объемная доля зерен феррита (1) и перлита (2); б) объемная доля зерен пластинчатого неразрушенного (3) и разрушенного (4) перлита; в) средний продольный (5) и средний поперечный (6) размер фрагментов феррита

Рисунок 3.3 – Изменение объемных долей  $P_V$  (а-б) и среднего размера фрагментов феррита  $D$  (в) от степени пластической деформации  $\varepsilon$  в основном металле сварного шва стали марки СтЗсп



a)



б)

a) в среднем по материалу; б) в различных морфологических составляющих основного металла сварного шва стали марки СтЗсп

Рисунок 3.4 – Влияние степени пластической деформации  $\epsilon$  на параметры дислокационной структуры (1 – скалярная  $\rho$ , 2 – избыточная  $\rho_{\pm}$  плотность дислокаций)

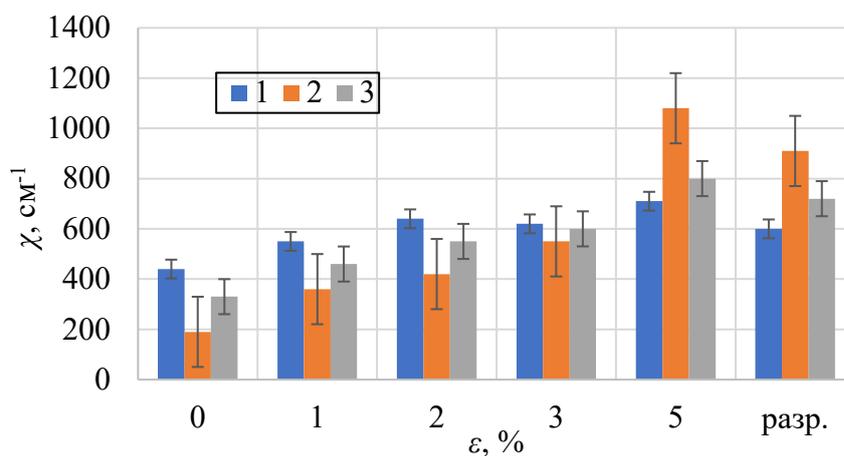
Несколько иное поведение  $\rho$  и  $\rho_{\pm}$  в перлитной составляющей матрицы. В исходном состоянии ( $\varepsilon = 0$ ) величина как  $\rho$ , так и  $\rho_{\pm}$  в перлитной составляющей матрицы ниже, чем в ферритной. Однако уже на начальном этапе деформации ( $\varepsilon \leq 1\%$ ) наблюдается интенсивное их увеличение. При этом их величина остается меньше, чем в феррите. Затем, в интервале  $\varepsilon = 1 \div 3\%$ , величина  $\rho$  практически не изменяется, а величина  $\rho_{\pm}$  продолжает возрастать, но с меньшей скоростью, постепенно приближаясь к значению  $\rho$ . Дальнейшее увеличение  $\varepsilon$  ( $3 \div 5\%$ ) приводит к интенсивному увеличению  $\rho$  и  $\rho_{\pm}$ , и оба эти параметра, во-первых, становятся выше, чем в ферритных зернах и, во-вторых, практически сравниваются. Это означает, что дислокационная структура в перлитной составляющей при  $\varepsilon = 5\%$  практически полностью поляризована, т.е. практически все дислокации являются избыточными. Это, в свою очередь, означает, что из-за малых межпластинчатых расстояний в перлите группы дислокаций, идущие от отдельных источников, во-первых, не взаимодействуют и, во-вторых, в локальных участках пластинчатого перлита работает одна система скольжения. Однако объемная доля перлитных зерен мала и, как отмечалось выше, по мере увеличения степени пластической деформации еще более уменьшается, это приводит к тому, что  $\rho$  и  $\rho_{\pm}$  перлитных зерен практически не влияют на их величину в целом по материалу.

Как уже было замечено, под действием деформации пластинчатый перлит начинает разрушаться. Доля разрушенного перлита постепенно возрастает вплоть до разрушения образца (рисунок 3.3, б). Выполненные измерения показали, что величина скалярной плотности дислокаций в разрушенном перлите максимальна и существенно превышает среднее значение по материалу. Кроме того, избыточная плотность дислокаций, определенная из ширины экстинкционных контуров, оказалась равной скалярной, т.е.  $\rho = \rho_{\pm}$ . Это означает, что в разрушенном перлите дислокационная структура полностью поляризована, и в этих местах материала имеет место упруго-пластический изгиб кристаллической решетки. Именно в таких местах наиболее вероятно зарождение разрушения.

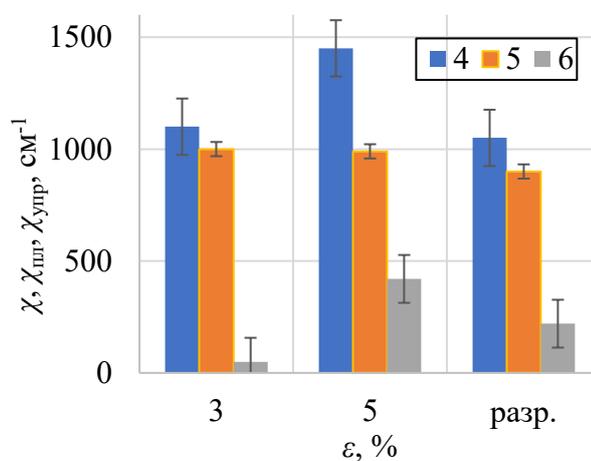
Изменение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  в зернах феррита и перлита, а также в среднем по материалу представлены на

рисунке 3.5, *а*. Видно, что в исходном состоянии ( $\varepsilon = 0$ ) величина  $\chi$  в зернах феррита выше, чем в зернах перлита. По мере увеличения степени пластической деформации в интервале  $\varepsilon < 3\%$  амплитуда  $\chi$  возрастает как в феррите, так и в перлите, но с разной степенью интенсивности, и при  $\varepsilon = 3\%$  их величины практически сравниваются. При дальнейшем увеличении  $\varepsilon$  до 5% в перлите величина  $\chi$  быстро увеличивается, в то время как в феррите она изменяется слабо. Это означает, что если в исходном состоянии ферритные зерна находились в более напряженном состоянии, то воздействие деформации при  $\varepsilon = 0-3\%$  приводит к выравниванию внутренних напряжений по всему образцу, а при дальнейшем увеличении  $\varepsilon$  более напряженными оказываются зерна перлита.

Как было отмечено, именно при  $\varepsilon = 3\%$  начинается разрушение пластинчатого перлита, доля которого интенсивно нарастает (рисунок 3.3, *б*). Величина амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки, измеренная из ширины экстинкционных контуров в разрушенном перлите, представлена на рисунке 3.5, *б*. Видно, что деформация привела к упругопластическому изгибу кристаллической решетки, т.е.  $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$ , превышающему среднее значение  $\chi$  в перлитной составляющей, причем вклады пластической  $\chi_{\text{пл}}$  и упругой  $\chi_{\text{упр}}$  составляющих резко различаются. А именно, средняя величина  $\chi_{\text{упр}}$  в разрушенном перлите в момент образования этой морфологической составляющей перлита небольшая ( $\sim 70$  МПа), а интенсивность изменения её величины по мере увеличения степени пластической деформации  $\varepsilon$  такая же, как среднего значения  $\chi$  в разрушенном перлите (рисунок 3.5, *б* кривые 4 и 5). Величина  $\chi_{\text{пл}}$  при разных степенях  $\varepsilon$  в 2,5÷5 раз больше  $\chi_{\text{упр}}$ . Причем, интенсивность изменения этой величины по мере увеличения степени пластической деформации  $\varepsilon$  в пределах существования структуры разрушенного перлита изменяется слабо, но имеет значение, превышающее среднее значение  $\chi$  по всему материалу в 1,5÷2 раза. Несмотря на то, что объемная доля разрушенного перлита невелика и вклад в материал она оказывает небольшой, не считаться с такими участками в структуре материала нельзя, т.к. именно в таких участках начинается разрушение.



а)

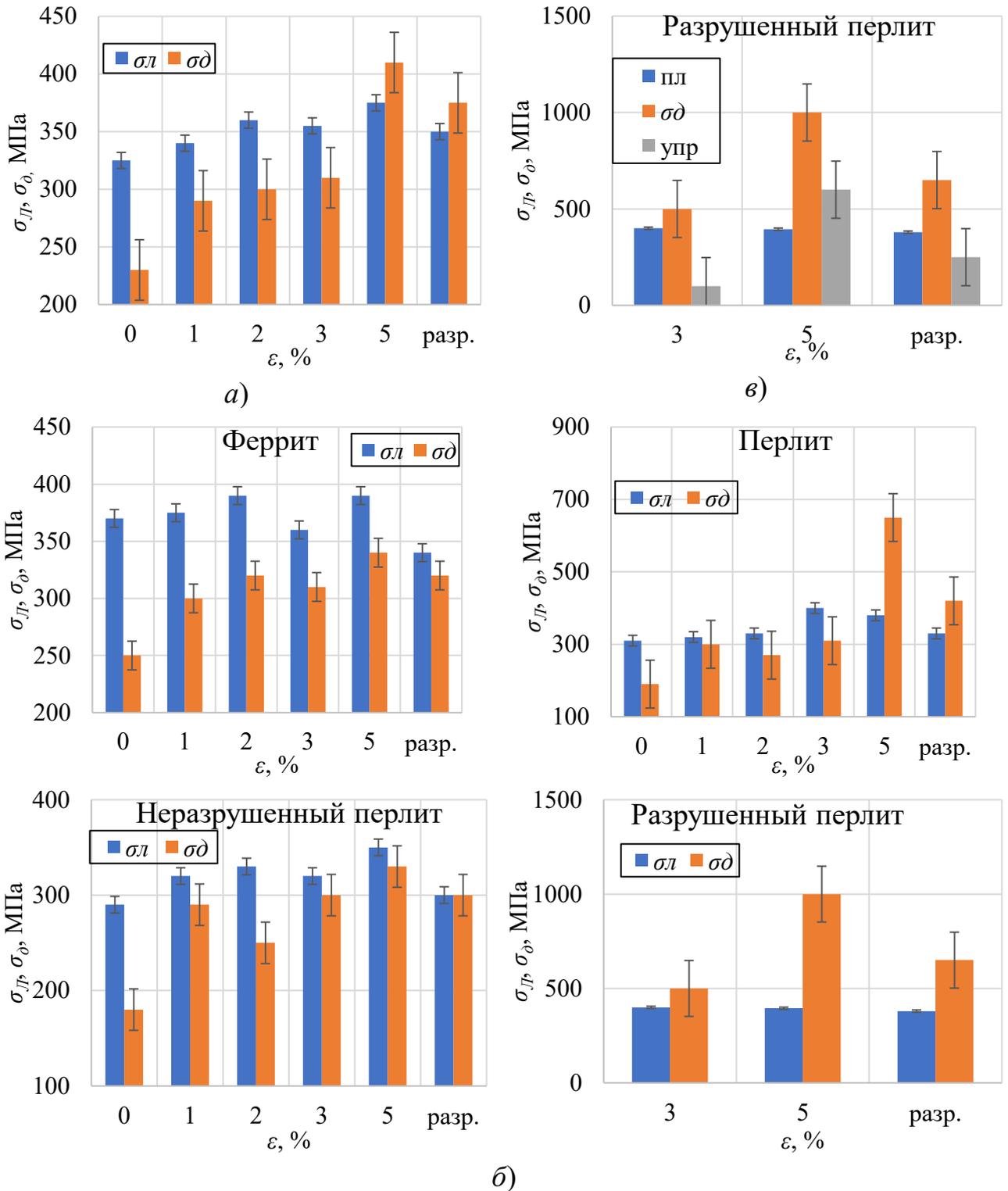


б)

а) в феррите (1), перлите (2), и в среднем по материалу (3); б) в разрушенном перлите (4) и в его составляющих (5 – пластической и 6 – упругой)

Рисунок 3.5 – Влияние степени пластической деформации  $\varepsilon$  на величину амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  в основном металле сварного шва стали марки СтЗсп

По полученным значениям  $\rho$ ,  $\rho_{\pm}$  и  $\chi$  ( $\chi_{пл}$  и  $\chi_{упр}$ ) были определены амплитуды внутренних напряжений  $\sigma_l$  и  $\sigma_d$  как в среднем по материалу, так и в каждой морфологической составляющей матрицы основного металла в зависимости от степени пластической деформации. Полученные данные приведены на рисунке 3.6.



а) средние значения по материалу напряжения сдвига  $\sigma_l$  и локальных напряжений  $\sigma_\delta$ ; б) внутренние напряжения в различных морфологических составляющих перлита  $\sigma_l$  и  $\sigma_\delta$ ; в) пластическая и упругая составляющие  $\sigma_\delta$  в разрушенном перлите

Рисунок 3.6 – Влияние степени пластической деформации  $\epsilon$  на величину внутренних напряжений в основном металле сварного шва стали марки СтЗсп

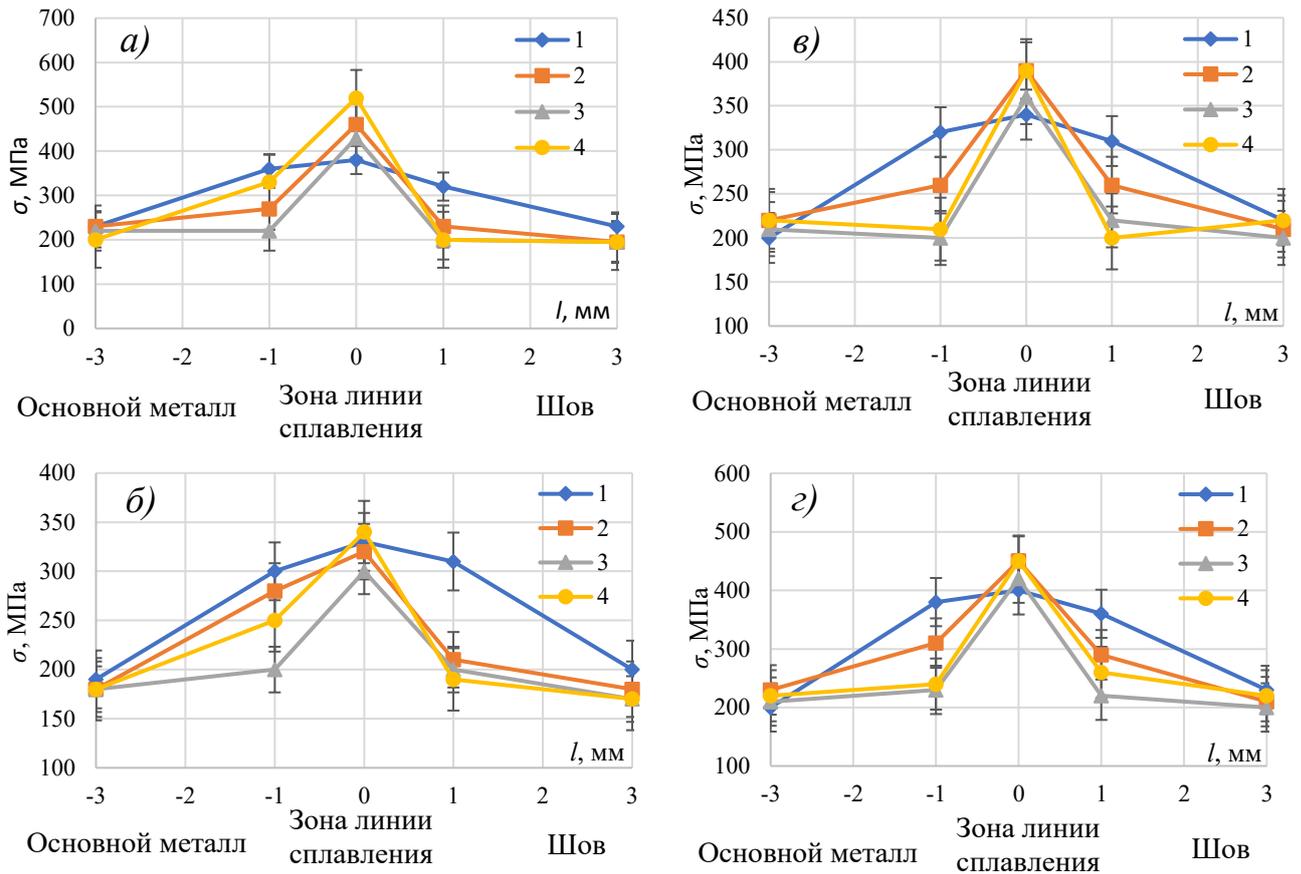
Заметно, что средняя по материалу амплитуда напряжений сдвига  $\sigma_l$  слабо изменяется при увеличении  $\varepsilon$ , тем не менее, присутствует тенденция к некоторому её увеличению. Другая картина наблюдается у моментных (или локальных) напряжений  $\sigma_\delta$ . С самого начала деформирования амплитуда  $\sigma_\delta$  увеличивается, оставаясь ниже  $\sigma_l$ . При  $\varepsilon = 3\%$ , когда в матрице основного металла образуется разрушенный перлит, величина  $\sigma_\delta$  интенсивно увеличивается, и вплоть до разрушения становится и остается  $\sigma_\delta > \sigma_l$ . В различных морфологических составляющих матрицы поведение  $\sigma_l$  и  $\sigma_\delta$  различно. Так, в зернах феррита средние величины  $\sigma_l$  и  $\sigma_\delta$  слабо зависят от степени пластической деформации, но всегда сохраняется  $\sigma_l > \sigma_\delta$  (рисунок 3.6, б). В зернах перлита происходят более заметные изменения в поведении  $\sigma_l$  и  $\sigma_\delta$ . При деформации  $\varepsilon < 3\%$ , когда пластинчатый перлит еще не разрушается, внутренние напряжения (как  $\sigma_l$ , так и  $\sigma_\delta$ ) возрастают с одинаковой скоростью, однако величина  $\sigma_l$  все время выше, чем  $\sigma_\delta$ . В интервале деформации  $\varepsilon = 3 \div 5\%$ , когда уже интенсивно разрушаются пластины цементита в перлите, соотношение этих величин меняется:  $\sigma_l$  практически остается постоянной, а  $\sigma_\delta$  резко возрастает и становится больше величины  $\sigma_l$  (рисунок 3.6, б). Были рассчитаны амплитуды внутренних напряжений в составляющих неразрушенного и разрушенного перлита. Полученные данные приведены на рисунке 3.6, б. В неразрушенном перлите  $\sigma_l$  и  $\sigma_\delta$  слабо зависят от степени пластической деформации, а их величины практически одинаковы (рисунок 3.6, б кривые  $\sigma_l$  и  $\sigma_\delta$ ). Иное дело в разрушенном перлите. Выше мы отмечали, что при образовании разрушенного перлита кривизна-кручение кристаллической решетки в нем:  $\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$ . Это приводит к формированию упругих напряжений. По рассчитанным значениям  $\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$  был определен вклад пластической и упругой составляющих в величину  $\sigma_\delta$ . Полученные результаты для разрушенного перлита представлены на рисунке 3.6, в. Видно, что основной вклад в величину  $\sigma_l$  и её изменение вносит упругая составляющая, причем по мере увеличения степени пластической деформации этот вклад становится все более значителен, в то время как вклад пластической составляющей практически остается неизменным. Их релаксация в зоне разрыва и приводит к возникновению микротрещин.

### 3.1.2 Влияние способа сварки на структурно-фазовое состояние зоны термического влияния сварных соединений сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС

Как отмечалось выше, микроструктура металла в зоне термического влияния ферритно-перлитная. По мере приближения к зоне сплавления (ближе, чем 1,0 мм) происходит изменение перлита, встречаются зерна с распавшимся перлитом. В таких зернах пластины цементита представляют собой отдельные, различные по размеру частицы. Феррит на расстоянии 1,0 мм от линии сплавления полностью фрагментирован. Внутри фрагментов - сетчатая дислокационная структура. Дислокационная структура поляризована (внутри фрагментов присутствуют изгибные экстинкционные контуры). Распределение амплитуд внутренних напряжений при РДС различных сталей изображены на рисунке 3.7.

Непосредственно у линии сплавления в пластинчатом перлите выявляется коробление и дробление перлитных колоний. Отмечено дробление пластин цементита до 200 нм (рисунок 3.8). Пластинки цементита в распавшемся перлите состоят из отдельных частиц, средний размер которых составляет  $10 \times 320$  нм. Границы между частицами цементита и ферритом являются мощными источниками полей внутренних напряжений. В зоне линии сплавления значительно возрастают амплитуды локальных напряжений  $\sigma_{\delta}$  (рисунок 3.7). Имеет место упругопластический изгиб, в то время как на расстоянии 1,0 мм от линии сплавления изгиб кристаллической решетки был чисто пластическим.

В отдельных участках распавшегося перлита у линии сплавления амплитуда локальных напряжений  $\sigma_{\delta} = 520$  МПа. Однако доля таких участков в структуре невелика (менее 20%), напряжения высоки лишь у источников (на границе частицы цементита с ферритом), ширина контуров по мере удаления от частиц быстро увеличивается, т.е. напряжения быстро уменьшаются. В среднем в перлитной составляющей  $\sigma_{\delta} = 430$  МПа (рисунок 3.7, а). Напряжения сдвига в неразрушенном и в поврежденном перлите  $\sigma_{\tau} = 300$  и 400 МПа соответственно, в среднем в перлитной составляющей  $\sigma_{\tau} = 365$  МПа.



1 – напряжения сдвига во фрагментированном феррите; 2 – моментные (локальные) напряжения во фрагментированном феррите; 3 – моментные (локальные) напряжения в распавшемся перлите; 4 – напряжения сдвига в распавшемся перлите

Рисунок 3.7 – Распределение внутренних напряжений по ширине сварного шва при РДС для сталей марок Ст3сп (а), 10 (б), 09Г2С (в), 17ГС (г)

У линии сплавления феррит полностью фрагментирован. На границах фрагментов присутствуют частицы цементита пластинчатой формы средним размером  $35 \times 120$  нм. Объемная доля их в феррите невелика - составляет около 1,0% (следует отметить, что на расстоянии 1,0 мм от линии сплавления цементит на границах фрагментов не был обнаружен). Внутри фрагментов присутствуют дислокации. Дислокационная субструктура образована плотными дислокационными сетками.

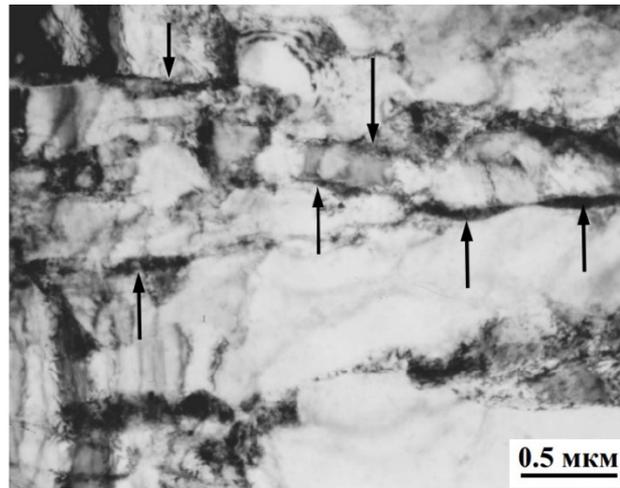


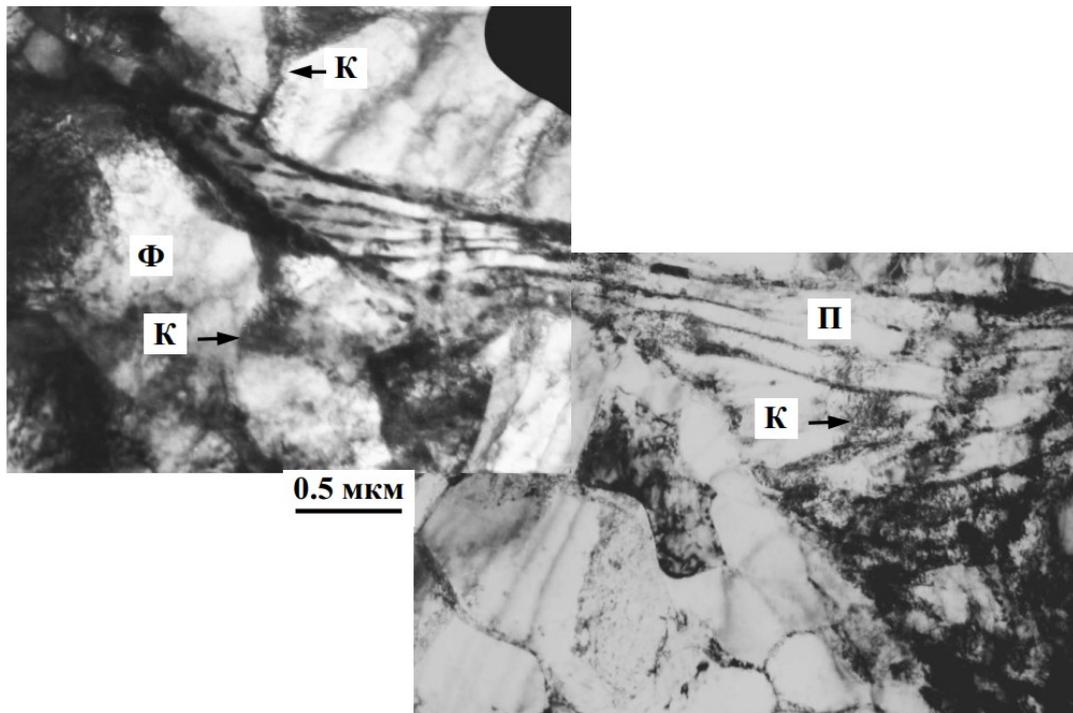
Рисунок 3.8 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры основного металла сварного шва на расстоянии 0,5 мм от границы шва. Сталь марки СтЗсп РДС без искусственных дефектов. Разрушенный перлит. Пластинки цементита разрушены до отдельных частиц (отмечены стрелками)

Таким образом, чем ближе матрица основного металла находится к линии сплавления, тем более напряженным становится ее состояние: скалярная плотность дислокаций возрастает, появляется упругая составляющая в изгибе кристаллической решетки, и амплитуда дальнодействующих напряжений  $\sigma_\delta$  начинает превышать напряжение сдвига  $\sigma_\delta$ .

В металле шва (1,0 мм от линии сплавления) объемная доля пластинчатого перлита составляет примерно 30%, феррита – примерно 70%. Перлит, как и в основном металле, – пластинчатый, неразрушенный, феррит – в основном фрагментированный. Распавшийся перлит присутствует в отдельных участках материала. Дислокационная структура во всех морфологических составляющих материала шва в основном представлена плотными дислокационными сетками. Самая низкая скалярная плотность дислокаций – в неразрушенном перлите ( $\rho = 1,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ), самая высокая – во фрагментированном феррите ( $2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ).

В перлите величины напряжений сдвига и локальных напряжений небольшие и практически одинаковые (рисунок 3.7). В феррите средняя величина  $\sigma_\delta = 320$  МПа, т.е. примерно в 1,5 раза выше, чем в перлите, а  $\sigma_\delta = 225$  МПа, что также

несколько выше. При этом во фрагментированном феррите напряжения выше ( $\sigma_n = 320$  МПа,  $\sigma_\delta = 230$  МПа), чем в нефрагментированном ( $\sigma_n = 265$  МПа,  $\sigma_\delta = 185$  МПа).

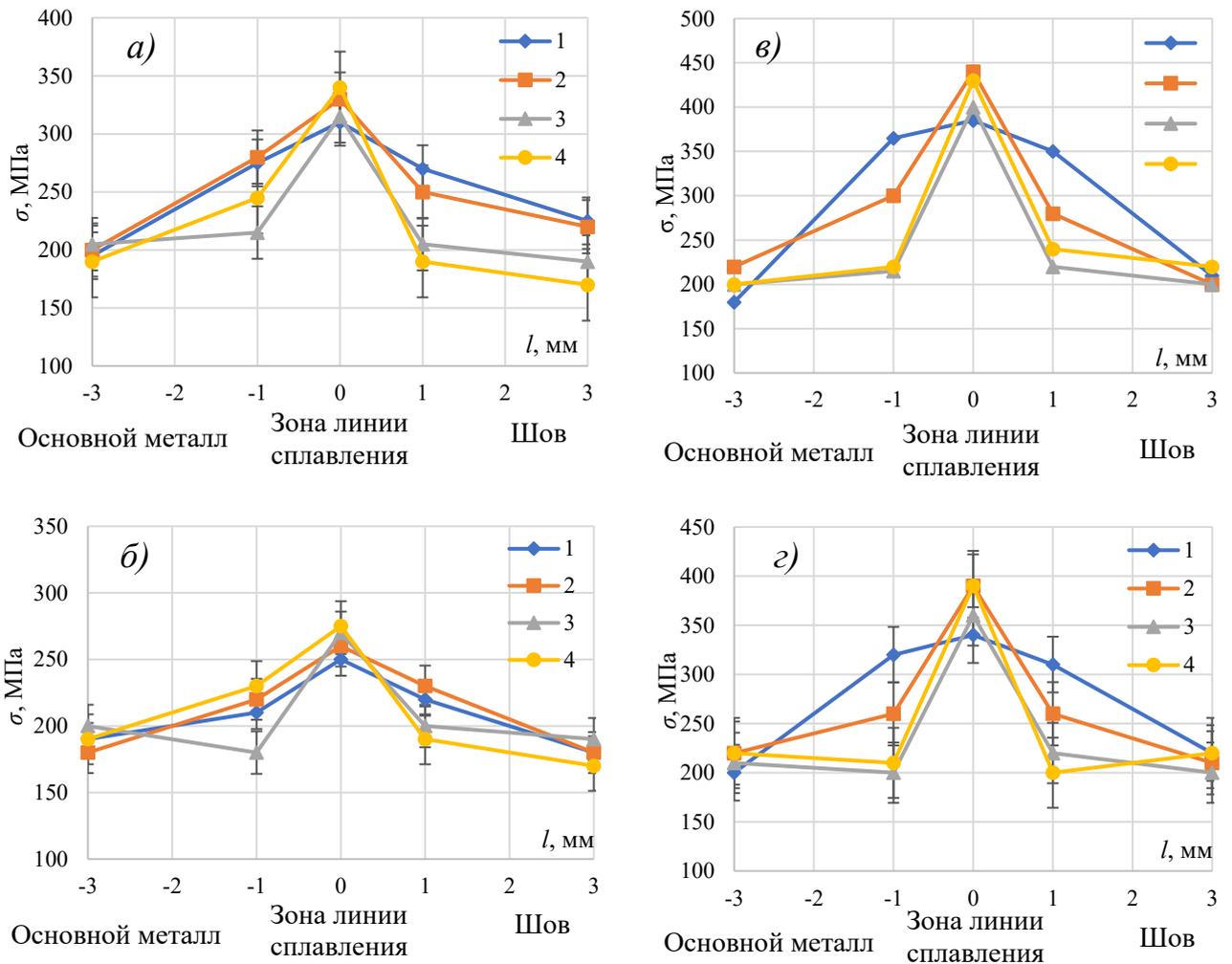


Ф – зерно феррита, П – перлита, К – изгибный экстинкционный контур

Рисунок 3.9 – Микроструктура металла стали марки Ст3сп в ЗТВ на расстоянии 1,0 мм от границы шва. Ручная дуговая сварка без искусственных дефектов

Структура металла в зоне термического влияния (на расстоянии 1,0 и 3,0 мм от линии сплавления при РДСМТ практически такая же, как и после РДС. Перлит пластинчатый. По мере приближения к линии сплавления (1,0 мм) появляются перлитные зерна с поврежденным перлитом (рисунок 3.9). Однако доля такого перлита небольшая (менее 5%). Средняя скалярная плотность дислокаций  $\rho = 2,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Дислокационная структура в перлите поляризована. Средняя избыточная плотность дислокаций  $\rho_{\pm} = 0,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Распределение амплитуд внутренних напряжений по ширине сварного шва при РДСМТ изображены на рисунке 3.10.

Феррит в ЗТВ (1,0 мм от линии сплавления) полностью фрагментирован. Дислокационная структура также поляризована.



1 – напряжения сдвига во фрагментированном феррите; 2 – моментные (локальные) напряжения во фрагментированном феррите; 3 – моментные (локальные) напряжения в распавшемся перлите; 4 – напряжения сдвига в распавшемся перлите

Рисунок 3.10 – Распределение внутренних напряжений по ширине сварного шва при РДСМТ для сталей марок Ст3сп (а), 10 (б), 09Г2С (в), 17ГС (г)

В зоне линии сплавления характер структуры существенно иной. В структуре перлита, как и при РДС, происходит разрушение цементитных пластин до отдельных частиц наноразмерной величины. Доля неразрушенного пластинчатого перлита составляет  $75 \div 85\%$ , что значительно больше, чем после ручной дуговой сварки. Существенно возрастает скалярная плотность дислокаций. В зоне линии сплавления имеет место упругопластический изгиб.

Структура шва после РДС и РДСМТ одинакова. Самая низкая скалярная плотность дислокаций – в неразрушенном перлите, самая высокая – во фрагментированном феррите. Дислокационная структура поляризована.

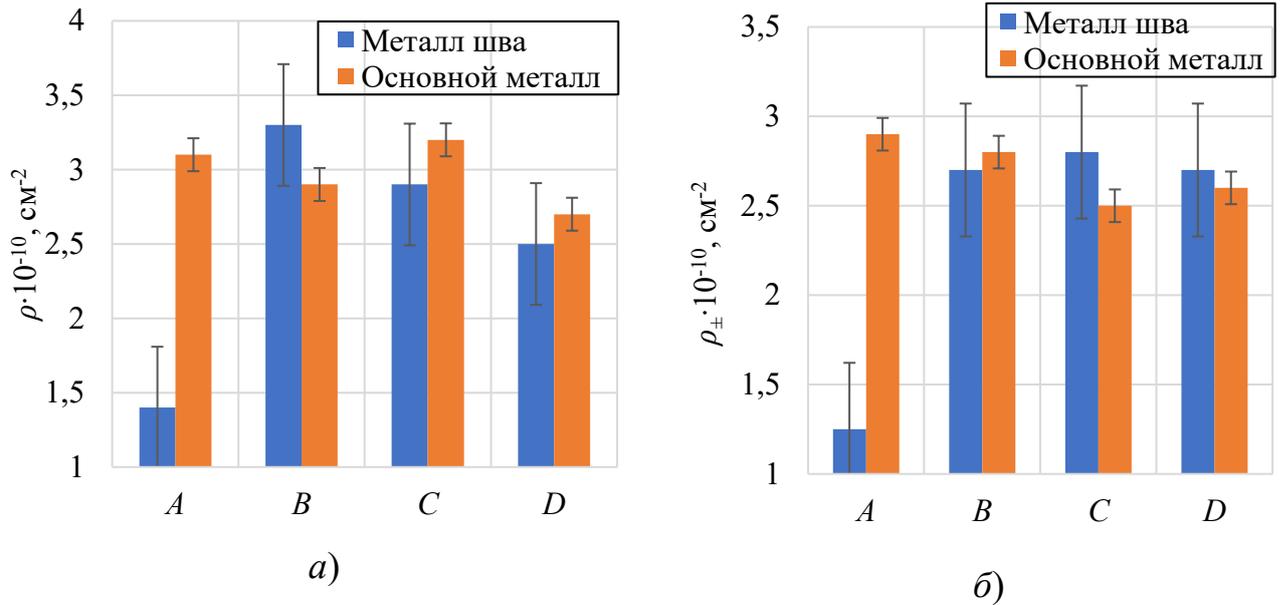
### 3.1.3 Влияние дефектов на структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях

Введение искусственных дефектов при РДС приводит к тому, что в структуре основного металла объемная доля фрагментированного феррита несколько увеличивается, а нефрагментированного – уменьшается. Перлит отсутствует полностью. В структуре материала шва присутствует феррит (только фрагментированный) и мартенсит.

При РДСМТ введение искусственных дефектов в структуре основного металла приводит к тому, что присутствует только феррит, причем доля нефрагментированного феррита по сравнению с РДС уменьшается до 15%, а фрагментированного – увеличивается до 85%. В структуре материала шва введение искусственных дефектов также уменьшает объемную долю феррита (как фрагментированного – 55%, так и нефрагментированного – 15%) и увеличивает долю пластинчатого перлита (неразрушенного – 10%, разрушенного – 10%) и, особенно, мартенсита.

Как видно из рисунка 3.11, *a*, в металле шва РДС приводит к самым низким значениям  $\rho$ . Введение искусственных дефектов при РДС приводит к резкому увеличению  $\rho$ . Отметим, что введение искусственных дефектов при РДС приводит к более заметным изменениям, чем при РДСМТ.

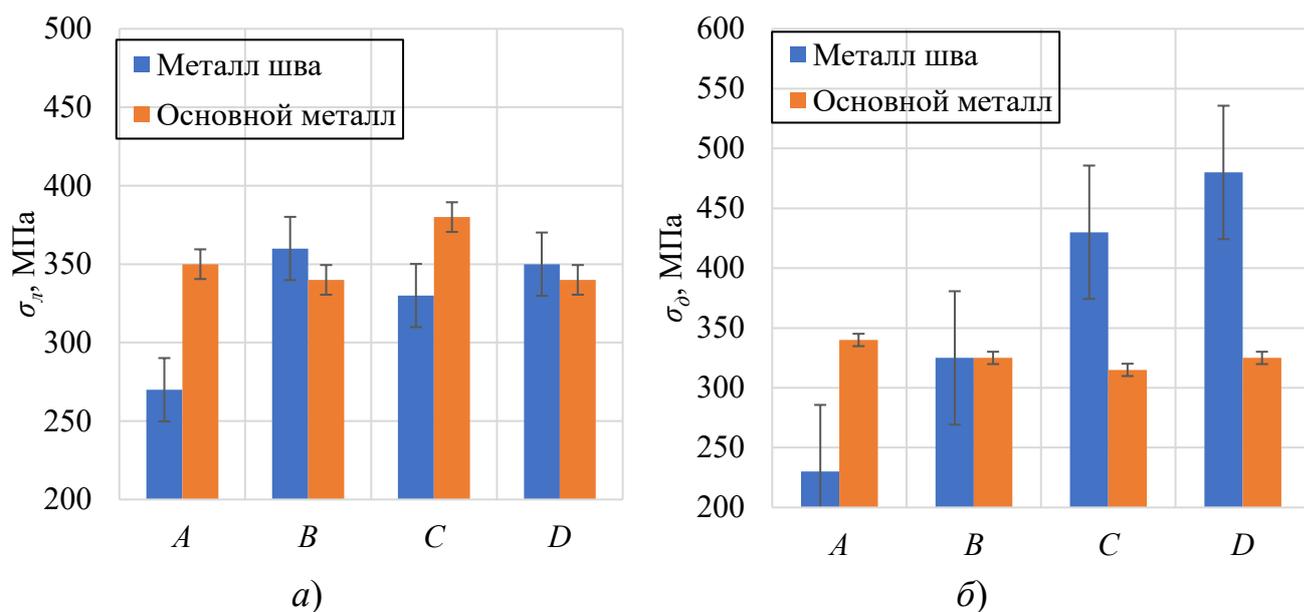
В основном металле величина средней скалярной плотности дислокации слабо зависит от способа сварки (рисунок 3.11, *a*). Тем не менее, как при РДС, так и при РДСМТ введение искусственных дефектов приводит к некоторому уменьшению величины средней скалярной плотности дислокаций  $\rho$  (рисунок 3.11, *a*).



*A* – РДС; *B* – РДС с введением искусственных дефектов; *C* – РДСМТ; *D* – РДСМТ с введением искусственных дефектов

Рисунок 3.11 – Влияние искусственных дефектов на средние по материалу скалярную (*a*) и избыточную (*б*) плотность дислокаций

Дислокационная структура при всех способах сварки как в основном металле, так и в металле шва поляризована. Об этом свидетельствует присутствие в структуре изгибных экстинкционных контуров. По параметрам изгибных экстинкционных контуров были определены величина избыточной плотности дислокаций (рисунок 3.11, *б*) и амплитуда внутренних далекодействующих напряжений ( $\sigma_0$  средние величины которых при разных методах сварки представлены на рисунке 3.12).



*A* – РДС; *B* – РДС с введением искусственных дефектов; *C* – РДСМТ; *D* – РДСМТ с введением искусственных дефектов

Рисунок 3.12 – Влияние искусственных дефектов на среднюю по амплитуду внутренних напряжений сдвига  $\sigma_l$  (*a*) и дальнедействующих напряжений  $\sigma_d$  (*б*)

Сравнение рисунка 3.11, *a*, с 3.11, *б*, и рисунка 3.12, *a*, с 3.12, *б*, показывает, что в металле шва при сварке способами РДС и РДС с введением искусственных дефектов скалярная плотность дислокаций  $\rho$  больше избыточной  $\rho_{\pm}$ , и амплитуда напряжений сдвига  $\sigma_l$  превышает амплитуду внутренних дальнедействующих напряжений  $\sigma_d$ , т. е.  $\rho > \rho_{\pm}$  и  $\sigma_l > \sigma_d$ . Это означает, что изгиб кристаллической решетки носит пластический характер. РДСМТ и РДСМТ с введением искусственных дефектов приводит к тому, что  $\rho < \rho_{\pm}$  и  $\sigma_l < \sigma_d$ . Это означает, что изгиб кристаллической решетки при данных методах сварки является упруго-пластическим. Из рисунков 3.11, 3.12 видно также, что структура стали после РДС характеризуется самыми низкими значениями  $\rho$ ,  $\rho_{\pm}$ ,  $\sigma_l$  и  $\sigma_d$ . Это приведет к самому низкому вкладу в упрочнение на пределе текучести материала шва по сравнению с другими способами сварки. Введение искусственных дефектов при РДС увеличивает все количественные параметры структуры ( $\rho$ ,  $\rho_{\pm}$ ,  $\sigma_l$  и  $\sigma_d$ ). Отметим, что введение искусственных дефектов при РДС приводит к более заметным изменениям в структуре материала шва, чем при РДСМТ.

Несколько иначе обстоит дело с поведением количественных параметров, полученных для основного металла. Исследования показали, что независимо от способа сварки сохраняются неравенства:  $\rho > \rho_{\pm}$  и  $\sigma_l > \sigma_d$ , т.е. скалярная плотность дислокаций  $\rho$  больше избыточной  $\rho_{\pm}$  и амплитуда напряжений сдвига  $\sigma_l$  превышает амплитуду внутренних далекодействующих напряжений  $\sigma_d$ . Это означает, что при всех способах сварки изгиб кристаллической решетки носит пластический характер [126].

## **3.2 Анализ влияния деформации на характеристики акустической эмиссии**

### **3.2.1 Изменения первичных параметров сигналов акустической эмиссии**

При нагружении образцов изменялись характеристики АЭ (рисунок 3.13). Наличие сигналов АЭ в области малых общих деформаций (до 2%) можно объяснить тем, что на этой стадии происходит зарождение и движение полос Чернова-Людерса. Согласно представлениям [39, 130, 196], перед началом макроскопически однородной пластической деформации нагружаемого объекта она реализуется в отдельных микрообъемах. В поликристаллах – это отдельные независимые друг от друга зерна. Затем появляются группы зерен, в которых пластическая деформация скоррелирована. Эти области являются зародышами полос Чернова-Людерса, в которых локализуется деформация в каждый конкретный момент времени. Зародыш полосы Чернова-Людерса должен «прорасти» через все поперечное сечение образца, и только тогда полоса начинает перемещаться по образцу. Часто возникает несколько полос: и когда зарождается полоса, и когда она прорастает через сечение образца, и когда движется по образцу, деформационные процессы протекают только на сравнительно узком фронте, отделяющем деформированную часть от недеформированной [130].

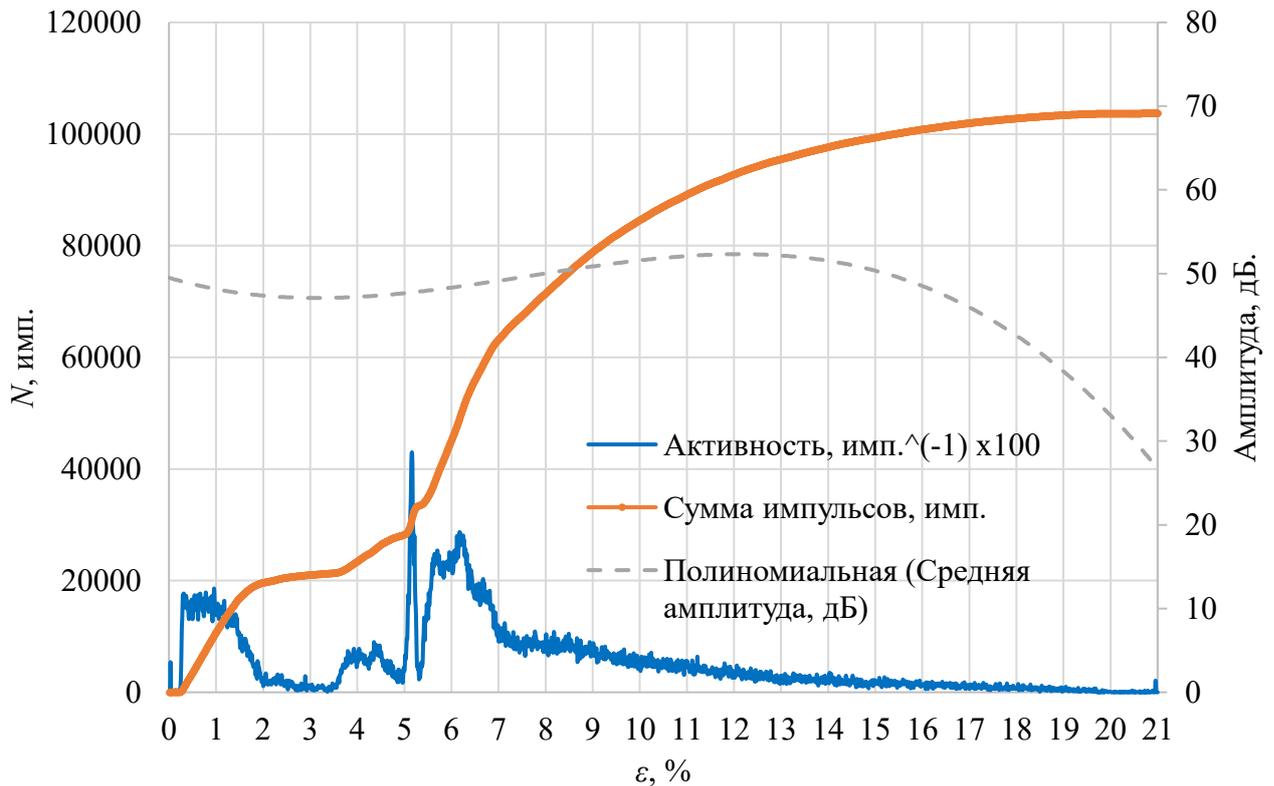


Рисунок 3.13 – Изменение параметров АЭ при деформации образца стали марки СтЗсп, выполненного РДС с искусственными дефектами

Градиенты пластической деформации на фронте очень велики. Источники АЭ практически полностью сосредоточены на этих фронтах. В работе [85] это было экспериментально подтверждено одновременной регистрацией фронта перемещающейся полосы и локацией источников АЭ.

Резкое изменение кривой суммарной АЭ с увеличением нагрузки и снижение значений амплитуды (после 2% деформации) связаны с тем, что на стадии параболического упрочнения перемещающиеся деформационные фронты отсутствуют. Согласно правилу соответствия типов автоволин локализованной деформации стадиям деформационной кривой [45] при параболическом упрочнении возникает стационарная диссипативная структура, которая представляет собой эквидистантную систему очагов пластической деформации, в которых амплитуда деформации выше, чем в окружающих областях. При этом градиенты деформации на границах очагов существенно ниже, чем на движущихся фронтах на площадке текучести. Естественным образом амплитуды импульсов АЭ

на данной стадии снижаются. Уменьшается и суммарная АЭ, однако возрастает разброс импульсов по амплитудам [130].

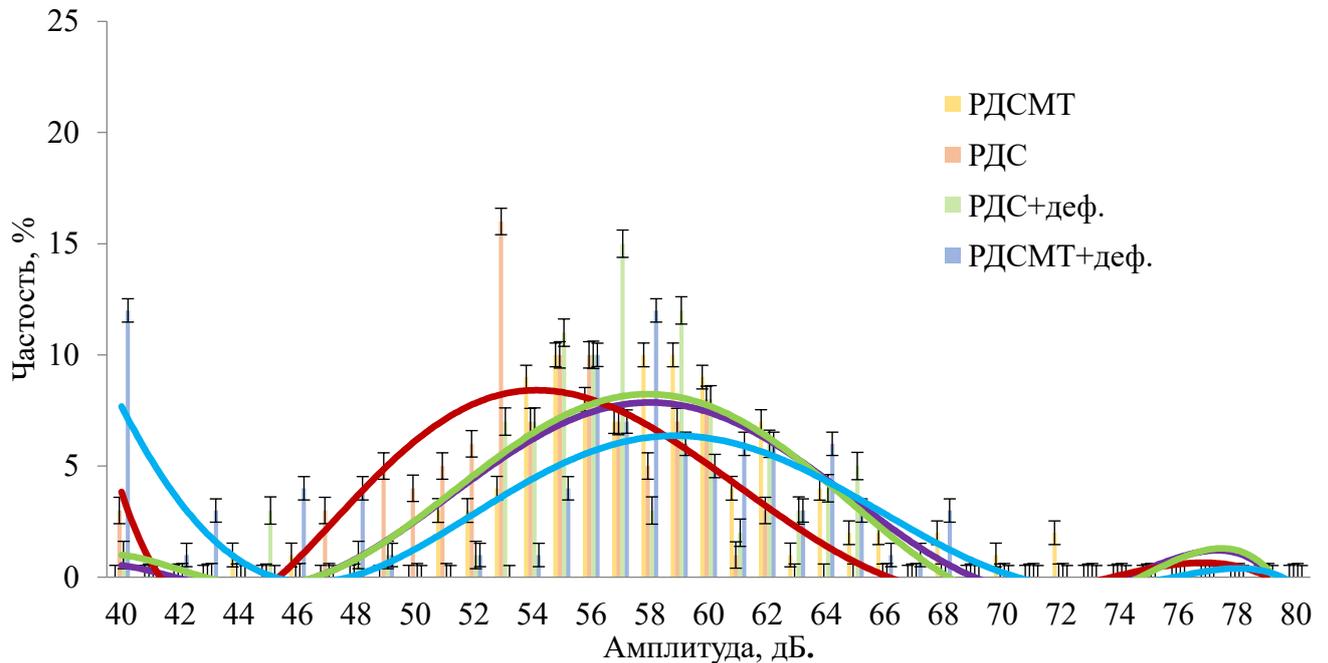


Рис. 3.14 – Аппроксимация распределений величин амплитуды сигналов АЭ при деформации до 2%

Проведенная аппроксимация амплитудных распределений импульсов АЭ для малых значений деформации (до 2%) показывает соответствие зарождению и распространению полос Чернова-Людерса, а для больших значений (более 2%) отвечает параболическому деформационному упрочнению. В бездефектных образцах, выполненных РДС, деформированных до 2%, зарегистрированы низкоамплитудные импульсы (55 дБ); у образцов, сваренных РДСМТ амплитуда значительно больше (на 4 дБ) (рисунок 3.14). В образцах с дефектами амплитуды одинаковы (57 дБ) [130].

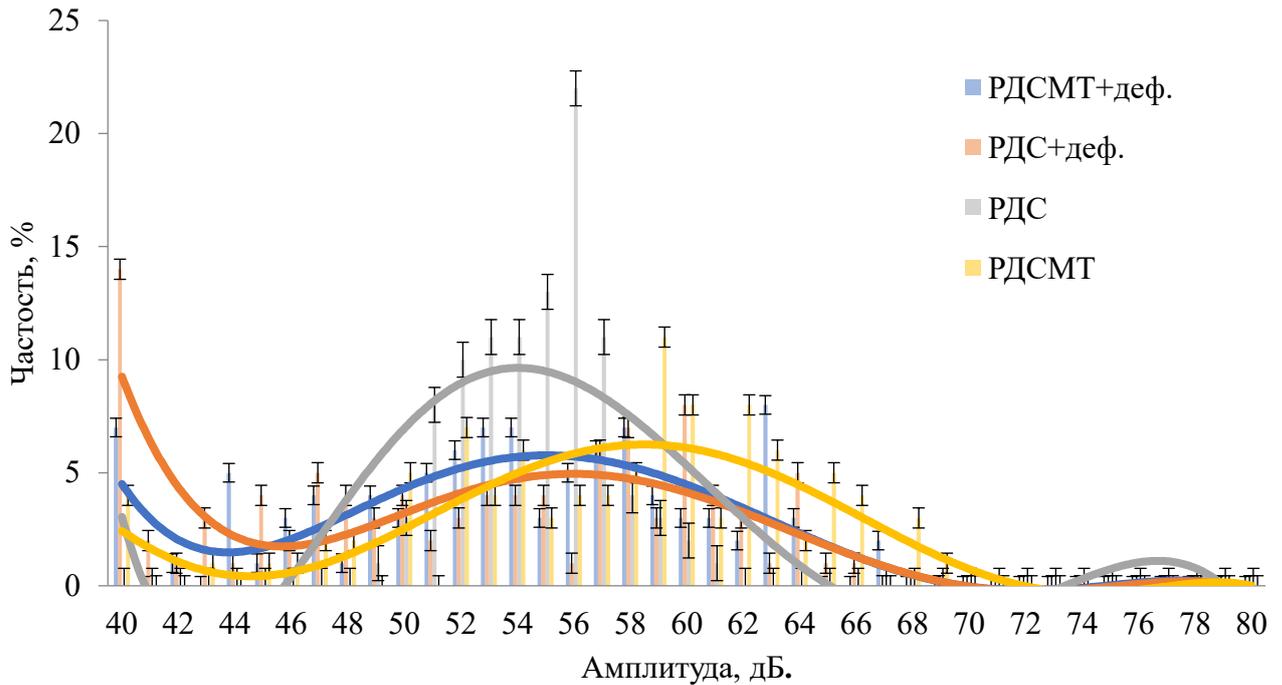


Рисунок 3.15 – Аппроксимация распределений величин амплитуды сигналов АЭ при деформации свыше 2 %

При общей деформации более 2%, у бездефектных образцов, выполненных РДС, амплитуда достигает 54 дБ, то есть практически такая же, как и при деформации до 2%. При общей деформации более 2% наибольшая амплитуда (рисунок 3.15) зафиксирована у образцов, сваренных РДСМТ (57 дБ). У образцов с дефектами амплитуды сигналов АЭ близки по величине (54÷55 дБ), но дисперсия амплитуд сигналов больше, чем у дефектных образцов, деформированных до 2%. Данный факт может указывать на увеличение числа различных низкоэнергетических источников АЭ [130].

### 3.1.1. Локализация источников акустической эмиссии

Одной из важнейших характеристик метода АЭ для понимания процессов, происходящих в исследуемом объекте, являются координаты источников импульсов. Существуют два основных способа локализации источников АЭ: временной, основанный на разности времен прихода (РВП) сигнала на ПАЭ, и амплитудный, основанный на зависимости затухания акустической волны от

расстояния между источником АЭ и ПАЭ [83, 141]. Для полного понимания характера деформации объекта исследования, применяли локализацию как по РВП, так по затуханию амплитуды АЭ.

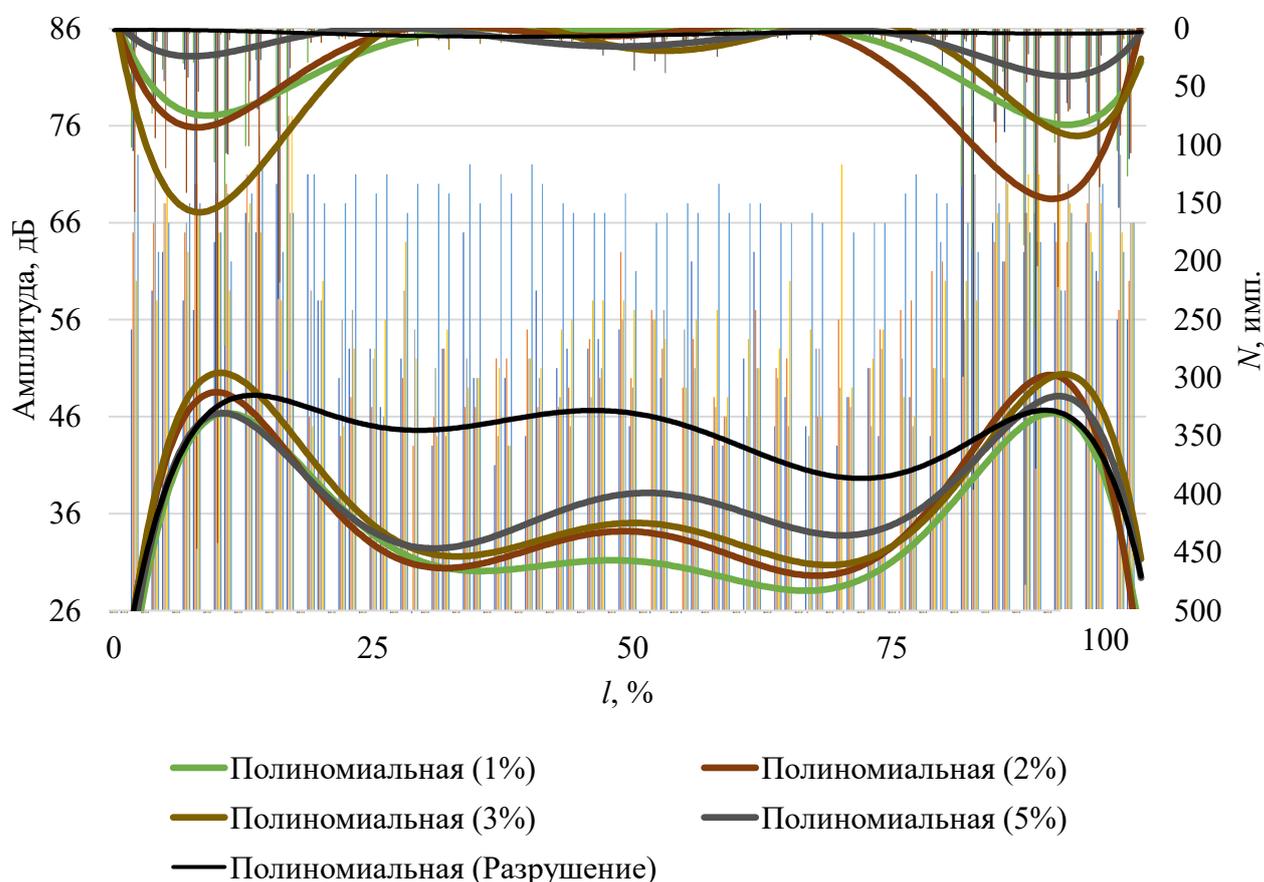


Рисунок 3.16 – Аппроксимация локаций сигналов АЭ образцов стали марки ВСтЗсп, выполненных РДСМТ с искусственными дефектами, при изменении степени деформации по РВП (сверху) и затуханию амплитуды АЭ (снизу)

В исследуемых образцах при изменении степени деформации (рисунок 3.16) большая часть источников сигналов АЭ сконцентрирована по краям образца, около мест крепления, в области наибольшей концентрации напряжений. С увеличением нагрузки, при локализации по РВП, количество этих сигналов растет. После преодоления предела текучести, т.е. на стадии деформационного упрочнения, сигналы АЭ начинают фиксироваться в ЗТВ, то есть в зоне будущего разрушения. Следует отметить, что на этапе текучести (от 2% до 3%) приращению количества

источников сигналов АЭ на диаграмме локаций практически не происходит. Кроме того, количество слоцированных по РВП импульсов при разрушении образца невелико, что объясняется общим снижением активности АЭ (рисунок 3.13) на стадии параболического упрочнения.

При локализации по затуханию амплитуды АЭ картина немного отличается: с увеличением нагрузки амплитуда АЭ сигналов увеличивается, на этапе текучести (как и при локализации по РВП) увеличение амплитуды сигнала незначительно. Однако, в местах крепления зажимов приращение амплитуды АЭ сигналов под действием нагрузки изменяется мало. На этапе разрушения значения амплитуды максимально.

### **Выводы к главе 3**

1) В тонкой структуре ЗТВ сварки, у линии сплавления и в наплавленном металле выявлены изгибные экстинкционные контуры, свидетельствующие о наличии внутренних напряжений, причем число контуров возрастает по мере приближения к линии сплавления. РДСМТ углеродистых сталей формирует в зоне линии сплавления поля внутренних напряжений с амплитудами ниже, чем после РДС, что способствует повышению качества сварных соединений, выполняемых этим способом в сложных условиях.

2) При степени деформирования до 5% в дефектных и бездефектных сварных соединениях после РДС произошло значительное увеличение напряжений сдвига в перлите, связанное с разрушением цементитных пластин. Однако после РДСМТ, при деформации 3%, локальные моментные напряжения в образцах с дефектами достигают максимальной величины – во фрагментированном феррите. При таких напряжениях вероятность зарождения микротрещин более высока после РДС при деформациях более 3%.

3) Морфологическими составляющими независимо от способа сварки в структуре основного металла являются пластинчатый перлит и феррит, в структуре металла шва пластинчатый перлит, феррит и мартенсит; их объемная доля зависит

от способа сварки.

4) Установлено, что в исследованных способах сварки изгиб-кручение кристаллической решетки основного металла и в металле шва при РДС и РДС с введением искусственных дефектов носит пластический характер, а при РДСМТ и РДСМТ с введением искусственных дефектов – упруго-пластический, что является основным различием в структуре основного металла и металла шва.

5) Введение искусственных дефектов (неметаллические силикатные и графитные включения) в структуре основного металла приводит к разрушению и исчезновению перлитной составляющей, в структуре металла шва – уменьшает объемную долю феррита и увеличивает долю перлита.

6) Наличие неметаллических включений в наплавленном металле дефектных сварных соединений после РДС и РДСМТ не привело к значительному изменению внутренних напряжений, по сравнению с бездефектным материалом в исходном состоянии и при деформации до 2%. В сварных соединениях образцов после РДС внутренние напряжения в зоне линии сплавления выше, чем после РДСМТ на 110 – 190 МПа. Эта тенденция сохраняется на всех стадиях деформации.

7) Средние значения амплитуд сигналов АЭ бездефектных образцов, выполненных РДС и РДСМТ, при общих деформациях имеют одинаковую величину 54–55 и 58 дБ (соответственно до 2% и свыше 2%). В образцах с искусственными дефектами, выполненными РДС и РДСМТ, средние значения амплитуд сигналов АЭ при общих деформациях свыше 2% уменьшились до 54–55 дБ, что сопровождается значительным увеличением дисперсии амплитуды сигналов АЭ.

8) Зона ожидаемого разрушения образцов: по разности времен прихода сигналов АЭ выявляется только, когда степень общей деформации более 3%. Однако на этапе предразрушения локализация источников АЭ значительно уменьшается. Зона ожидаемого разрушения образцов по затуханию амплитуды АЭ сигналов четко выявляется на всем протяжении деформирования, вплоть до разрушения.

9) Влияние искусственных дефектов в сварных соединениях из конструкционных сталей, независимо от способа сварки, проявляется в виде снижения уровня напряжения начала стадии микропластичности, уменьшения средних амплитуд сигналов АЭ в этом интервале нагрузок и возрастания дисперсии амплитуд сигналов АЭ.

10) Установлено, что испытания сварных соединений углеродистых сталей, выполненных РДС и РДСМТ (даже при наличии дефектов, типа «неметаллических включений») необходимо проводить при нагрузках, приводящих к деформациям, не превышающих 3%.

## **4 МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИТЕРИЯ И ВЕЛИЧИНЫ ПРЕДЕЛЬНОЙ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

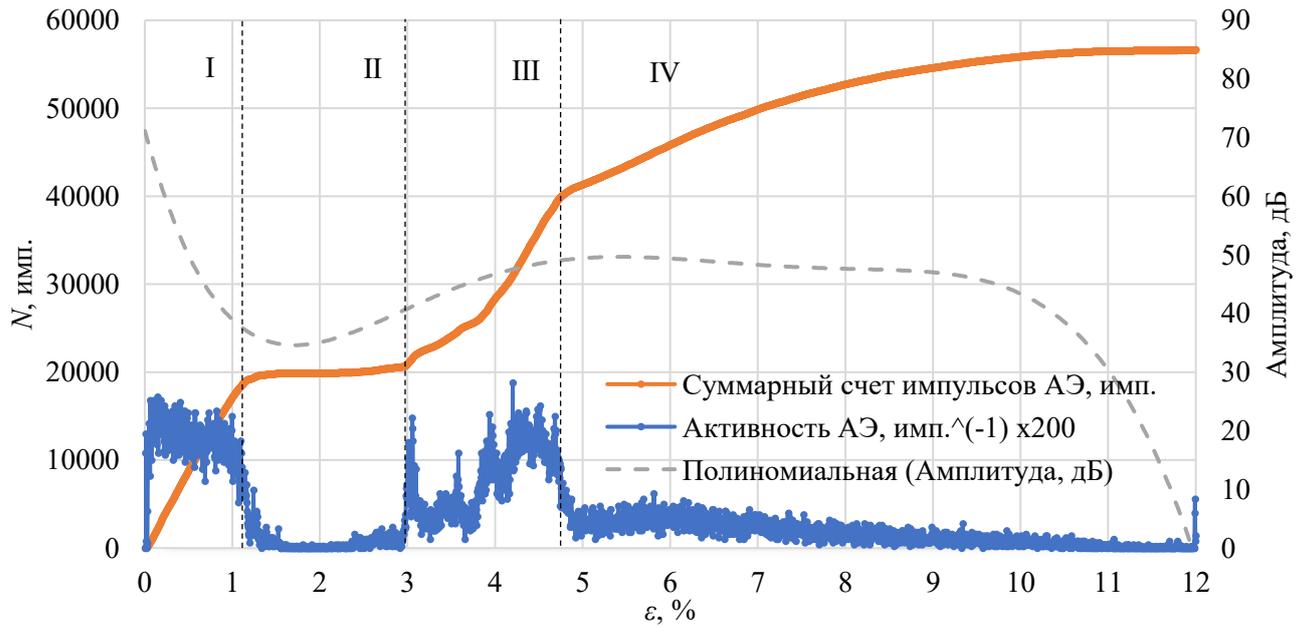
Цель настоящей главы заключается в обобщении закономерностей влияния пластической деформации на параметры микроструктуры и характеристики АЭ.

Проведенные исследования позволят применять критерий критической степени деформации по изменениям характеристик АЭ-сигнала [90, 91, 94] при проведении стресс-испытаний, повышающий надёжность трубопровода при длительной эксплуатации.

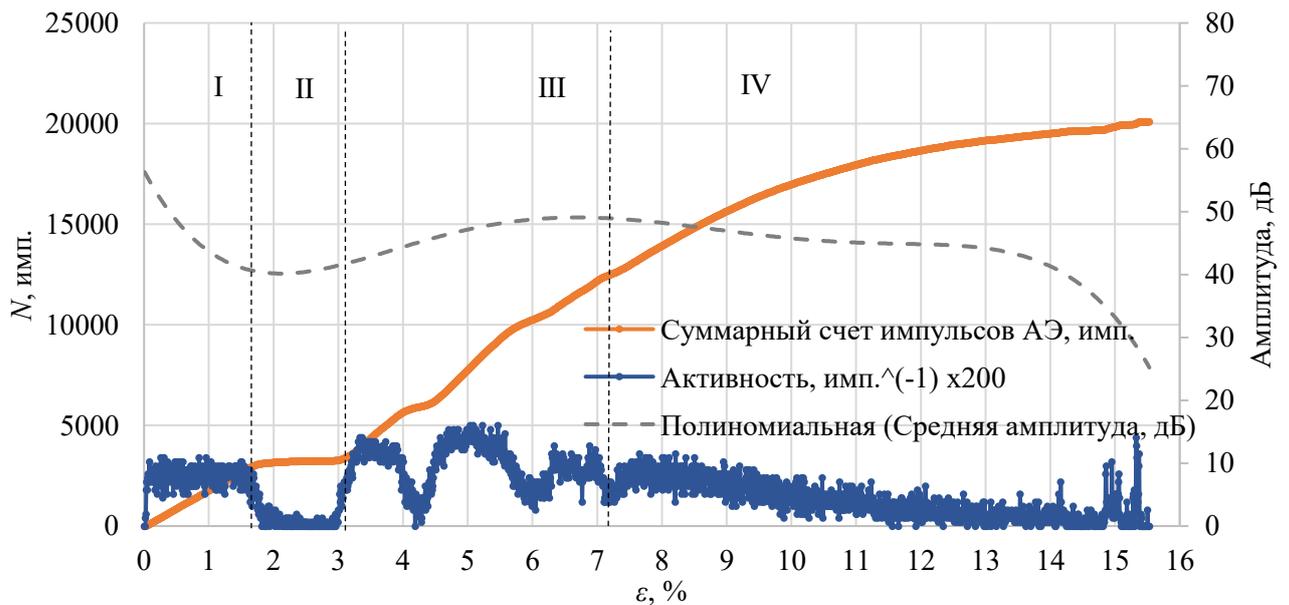
### **4.1 Анализ качественных характеристик акустической эмиссии при упруго-пластических деформациях**

Деформация включает в себя несколько стадий (этап макроупругих деформаций, этап легкого скольжения (текучести), этап линейного упрочнения и этап параболического упрочнения). Сигнал АЭ является отображением процесса разрушения не только макро- (образование и развитие трещин), но и микроуровня (образование, движение и аннигиляция дислокаций). Активность АЭ напрямую связана с характером пластической деформации, хотя для различных материалов будет отличаться между собой [32, 46, 63, 75, 83, 113, 120]. Резкое изменение активности АЭ при увеличении деформации свидетельствует об изменении механизма деформации.

Проведя математический анализ [43, 156] кривых изменения параметров АЭ при деформации исследуемых образцов (рисунки 3.12 и 4.2), которые являются типовыми для углеродистых конструкционных сталей, можно заметить определенные закономерности. Отметим, что в источниках [83, 188] установлена пропорциональная зависимость между скоростью деформации и скоростью счета (активностью) АЭ, поэтому скорость деформации в проведенном анализе принимается за положительную константу.



а)



б)

I – этап макроупругих деформаций; II – этап легкого скольжения (текучести); III – этап линейного упрочнения; IV – этап параболического упрочнения

Рисунок 4.2 – Изменение АЭ характеристик при нагружении образцов из стали марки 09Г2С, выполненных РДСМТ (а) и РДС (б) до разрушения

Теоретически, упругие деформации не вызывают АЭ, поскольку активность АЭ-сигнала напрямую связана с характером пластического деформирования.

Регистрацию АЭ в области упругих деформаций (рисунок 4.2, область I), можно объяснить появлением в материале пластически деформируемых микрообъемов уже при низкой нагрузке [6, 87, 120]. Данный этап характеризуется возрастанием суммарного счета, высокой активностью АЭ и убыванием (возрастанием) амплитуды сигнала при постоянной скорости деформации. Соответственно, производная суммарного счета от деформации положительна, производная амплитуды от деформации не равна нулю, производная деформации от времени постоянная положительная величина. Для области I справедливо следующее условие [30, 83]:

$$\left\{ \begin{array}{l} N'(\varepsilon) > 0 \\ \bar{U}'(\varepsilon) \neq 0 \\ \frac{\dot{N}_{\Sigma i+1}}{\dot{N}_{\Sigma i}} \neq 1 \\ \varepsilon > 0 \\ \dot{\varepsilon} = \text{const} > 0 \end{array} \right. , \quad (4.1)$$

где,  $N$  – суммарный счет импульсов АЭ, имп.;

$\dot{N}_{\Sigma}$  – активность акустической эмиссии, имп.<sup>-1</sup>;

$\bar{U}$  – средняя квадратическая амплитуда АЭ сигнала, дБ;

$\dot{\varepsilon} = \varepsilon'(t)$  – скорость деформации, с<sup>-1</sup>.

Резкое изменение кривой суммарного счета импульсов АЭ с увеличением нагрузки и снижение значений амплитуды, свидетельствует о смене механизмов деформации стали от упругих к пластическим. Так по достижении предела упругости, происходит спад активности АЭ. Данный этап характеризуется снижением роста числа импульсов, снижением активности АЭ и убыванием амплитуды сигнала при постоянной скорости деформации. Соответственно, производная суммарного счета от деформации положительна, график числа импульсов выпуклый, значит вторая производная этой функции в точке предела упругости отрицательна, производная амплитуды от деформации отрицательна, производная деформации от времени постоянная положительная величина. Для

перехода из области I в область II (в точке предела упругости) справедливо следующее условие:

$$\left\{ \begin{array}{l} N'(\varepsilon) > 0 \\ N''(\varepsilon) < 0 \\ \bar{U}'(\varepsilon) < 0 \\ \frac{\dot{N}_{\Sigma i+1}}{\dot{N}_{\Sigma i}} \leq 1 \\ \varepsilon > 0 \\ \dot{\varepsilon} = \text{const} > 0 \end{array} \right. \quad (4.2)$$

По достижению площадки текучести (стадии легкого скольжения) из-за отсутствия активности АЭ, суммарный счет практически не увеличивается, средняя амплитуда сигнала имеет минимальные значения. Соответственно, график суммарного счета параллелен оси абсцисс, либо незначительно возрастает – поэтому первая производная суммарного счета от деформации не отрицательна, вторая производная этой функции равна нулю – участок перегиба (на участке III функция снова возрастает). График средней амплитуды на этом участке имеет экстремум с точкой минимума, первая производная амплитуды от деформации равна нулю, вторая производная положительна. Приращение изменения активности АЭ отсутствует, либо незначительно. Производная деформации от времени постоянная положительная величина. Для области II (площадки текучести) справедливо следующее условие:

$$\left\{ \begin{array}{l} N'(\varepsilon) > 0 \\ N''(\varepsilon) = 0 \\ \bar{U}'(\varepsilon) = 0 \\ \bar{U}''(\varepsilon) > 0 \\ \frac{\dot{N}_{\Sigma i+1}}{\dot{N}_{\Sigma i}} \approx 1 \\ \varepsilon > 0 \\ \dot{\varepsilon} = \text{const} > 0 \end{array} \right. \quad (4.3)$$

По достижению конца площадки текучести начинают увеличиваться активность АЭ сигналов, суммарный счет и амплитуда. Производная суммарного счета от деформации положительна, график числа импульсов вогнутый, значит вторая производная этой функции в точке предела упругости положительна.

График функции амплитуды возрастает, соответственно производная амплитуды от деформации положительна. Производная деформации от времени постоянная положительная величина. Для перехода из области II в область III (в точке конца площадки текучести) справедливо следующее условие:

$$\left\{ \begin{array}{l} N'(\varepsilon) > 0 \\ N''(\varepsilon) > 0 \\ \bar{U}'(\varepsilon) > 0 \\ \frac{\dot{N}_{\Sigma i+1}}{\dot{N}_{\Sigma i}} > 1 \\ \varepsilon > 0 \\ \dot{\varepsilon} = \text{const} > 0 \end{array} \right. \quad (4.4)$$

После прохождения предела текучести, начинается участок линейного упрочнения (на рис. 4.2, III). Этот участок характеризуется ростом суммарного счета и амплитуды сигнала, а также скачками активности сигнала АЭ:

$$\left\{ \begin{array}{l} N'(\varepsilon) > 0 \\ \bar{U}'(\varepsilon) > 0 \\ \frac{\dot{N}_{\Sigma i+1}}{\dot{N}_{\Sigma i}} \neq 1 \\ \varepsilon > 0 \\ \dot{\varepsilon} = \text{const} > 0 \end{array} \right. \quad (4.5)$$

Переход от линейного к параболическому упрочнению характеризуется максимальной (на этих двух этапах) амплитудой сигнала, снижением активности и суммарного счета импульсов АЭ:

$$\left\{ \begin{array}{l} N'(\varepsilon) > 0 \\ \bar{U}'(\varepsilon) = 0 \\ \bar{U}''(\varepsilon) < 0 \\ \frac{\dot{N}_{\Sigma i+1}}{\dot{N}_{\Sigma i}} < 1 \\ \varepsilon > 0 \\ \dot{\varepsilon} = \text{const} > 0 \end{array} \right. \quad (4.6)$$

На этапе параболического упрочнения происходит плавное снижение активности, амплитуды и суммарного счета импульсов АЭ сигнала, вплоть до разрушения образцов:

$$\left\{ \begin{array}{l} N'(\varepsilon) > 0 \\ \bar{U}'(\varepsilon) < 0 \\ \frac{\dot{N}_{\Sigma i+1}}{\dot{N}_{\Sigma i}} \leq 1 \\ \varepsilon > 0 \\ \dot{\varepsilon} = \text{const} > 0 \end{array} \right. \quad (4.7)$$

Полученные математические зависимости справедливы для упруго-пластического растяжения образцов из исследуемых углеродистых конструкционных сталей. Эти зависимости отражают стадийность процесса деформации через изменения параметров АЭ сигнала [91].

## 4.2 Определение критического давления при стресс-испытаниях трубопроводов

В главе 3 было доказано, что испытания сварных соединений и основного металла трубопроводов из исследуемых конструкционных сталей, выполненных РДС и РДСМТ, необходимо проводить при нагрузках, приводящих к деформациям, не превышающих 3%.

Испытательное давление при испытаниях тонкостенных трубопроводов будет определяться по формуле Барлоу (4.8):

$$P \leq [\sigma] \frac{2s}{D}, \quad (4.8)$$

где  $P$  – внутренне давление трубопровода;

$D$  – наружный диаметр трубы;

$s$  – толщина стенки трубы.

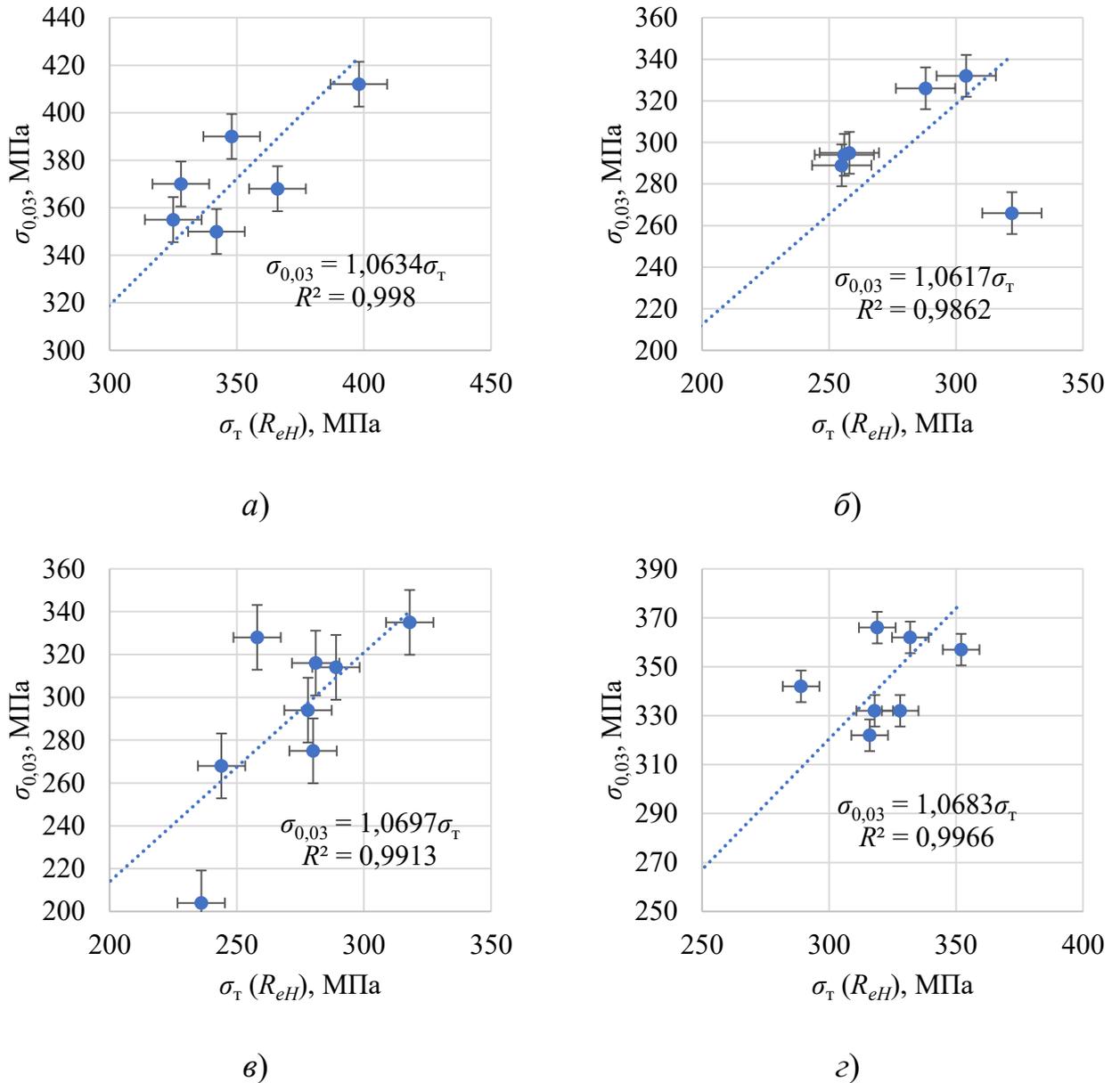
$[\sigma]$  – допускаемая нагрузка, определяемая как соотношение нагрузки соответствующей деформации 3% к пределу текучести (либо к верхнему пределу текучести, для сталей с выраженным зубом текучести):

$$[\sigma] = \left( \frac{\sigma_{0,03}}{\sigma_T}; \frac{\sigma_{0,03}}{R_{eH}} \right), \quad (4.9)$$

где  $\sigma_{0,03}$  – нагрузка при степени деформации 3%, МПа;

$R_{eH}$  – верхний предел текучести, МПа.

На рисунке 4.3 представлены экспериментально полученные корреляционные зависимости между нагрузкой при степени деформации 3% и фактическим пределом текучести для образцов исследуемых сталей.



а) СтЗсп; б) 10; в) 09Г2С; з) 17ГС

Рисунок 4.3 – Корреляционная зависимость между фактическим пределом текучести  $\sigma_T$  ( $R_{eH}$ ) и нагрузкой при деформации 3%  $\sigma_{0,03}$

Из рисунка 4.3 видно, что во всех случаях  $\sigma_{0,03}/\sigma_T$  будет составлять около 1,06. Подставив полученный коэффициент в формулу (4.8), получаем:

$$P_{\text{СИ}} \leq \frac{2,12s\sigma_T}{D}. \quad (4.10)$$

Полученное значение испытательного давления СИ, на 4% ниже испытательного давления, регламентируемого в ВН 39-1.9-004-98, и на 10% ниже давления, регламентируемого в ASME B31.8 и ASME B31.4.

Формула 4.10 может быть применима лишь для тонкостенных трубопроводов, поскольку предполагает равномерное распределение напряжений по толщине стенки [72]. С увеличением толщины возрастает неравномерность напряжений от внутреннего давления.

Нахождение испытательного давления для толстостенных трубопроводов сводится к решению частного случая задачи Ламе, где в расчет идет только внутреннее давление трубопровода, а величиной наружного давления можно пренебречь:

$$\begin{cases} \sigma_r = \frac{r^2}{R^2-r^2} \left(1 - \frac{R^2}{r^2}\right) P \\ \sigma_\theta = \frac{r^2}{R^2-r^2} \left(1 + \frac{R^2}{r^2}\right) P \end{cases}, \quad (4.11)$$

где  $\sigma_r$  и  $\sigma_\theta$  – соответственно, радиальные и окружные напряжения на внутренней поверхности трубопровода, МПа;

$R$  и  $r$  – соответственно, наружный и внутренний диаметры трубопровода, мм.

Из формулы 4.11 следует, что при действии только внутреннего давления напряжения  $\sigma_\theta$  в любых точках цилиндра положительны и по абсолютной величине больше напряжений  $\sigma_r$ , которые отрицательны (рисунок 4.4) [155].

Согласно гипотезе наибольших касательных напряжений (третьей теории прочности), опасное состояние материала при сложном состоянии наступает тогда, когда наибольшее из касательных напряжений достигает допускаемого при простом растяжении:

$$\sigma_{\text{ЭКВ.}}^{III} = \sigma_\theta - \sigma_r \leq [\sigma]. \quad (4.12)$$

Наибольшей величины напряжения  $\sigma_\theta$  и  $\sigma_r$  достигают у точек внутренней поверхности цилиндра, отсюда:

$$[\sigma] \leq P \left( \frac{R^2+r^2}{R^2-r^2} + 1 \right). \quad (4.12)$$

Отсюда, величина испытательного давления будет определяться, как:

$$P \leq [\sigma] \left( \frac{R^2 + r^2}{R^2 - r^2} + 1 \right)^{-1}. \quad (4.13)$$

Подставим в неравенство 4.13 значение  $[\sigma]$ , определенное по графикам на рисунке 4.3, и выразим внутренний радиус через наружный:

$$P_{\text{СИ}} \leq 1,06\sigma_T \left( \frac{R^2 - (R-s)^2}{R^2 + (R-s)^2} + 1 \right)^{-1}. \quad (4.14)$$

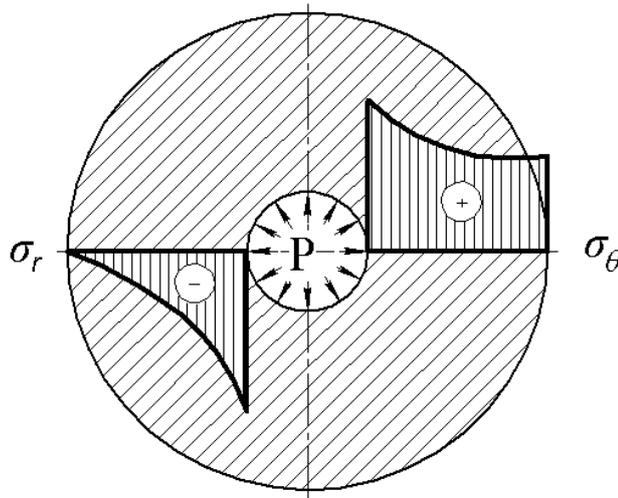


Рисунок 4.4 – Эпюры радиальных  $\sigma_r$  и окружных  $\sigma_\theta$  напряжений при нагружении толстостенного трубопровода внутренним давлением.

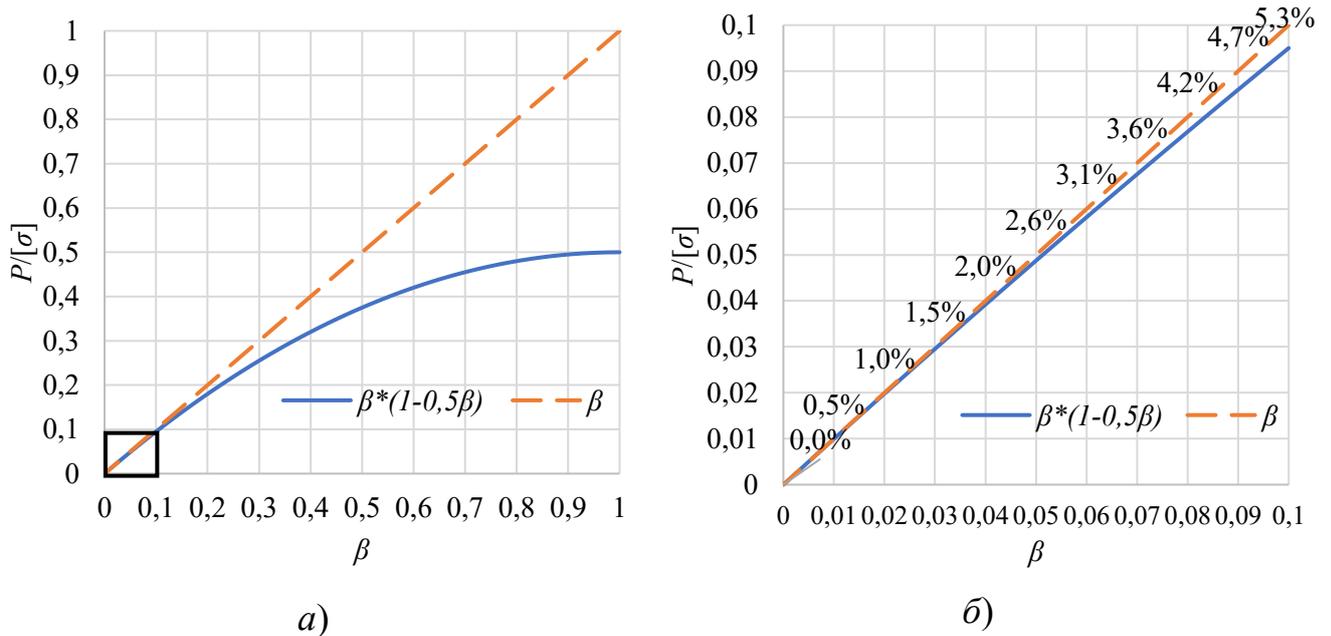
Преобразовав неравенство (4.14), получим формулу для определения давления СИ толстостенных трубопроводов:

$$P_{\text{СИ}} \leq 1,06\sigma_T \cdot \frac{s}{R} \cdot \left( 1 - \frac{s}{2R} \right). \quad (4.15)$$

Находим общее решение формул испытательного давления для тонкостенных и толстостенных трубопроводов, заменив  $s/R$  на коэффициент  $\beta$  в формулах 4.10 и 4.15:

$$P_{\text{СИ}} \leq \begin{cases} 1,06\sigma_T\beta, & \text{для тонкостенных трубопроводов} \\ 1,06\sigma_T\beta(1 - 0,5\beta), & \text{для толстостенных трубопроводов} \end{cases}. \quad (4.16)$$

где  $\beta$  – коэффициент отношения толщины стенки  $s$  к наружному радиусу  $R$  трубопровода.



а) по всем толщинам; б) процентное, на участке малых толщин  $\beta \leq 0,1$

Рисунок 4.5 – Расхождение формул испытательного давления для тонкостенных (прерывистая линия) и толстостенных (сплошная линия) трубопроводов

На рисунке 4.5 изображено расхождение графиков функций определения испытательного давления для тонкостенных и толстостенных трубопроводов. По мере увеличения коэффициента  $\beta$  расхождение в формулах возрастает параболически (рисунок 4.5, а). При значениях коэффициента  $\beta$  до 0,1 (рисунок 4.5, б) расхождения графиков не превышает 5,3%, то есть на участке малых толщин.

Следовательно, выбор коэффициента  $\beta$ , для применения формулы Барлоу (4.10), сводится к принятию допустимой погрешности испытательного давления  $P_{си}$  и предела текучести  $\sigma_t$ . Относительная погрешность коэффициента  $\beta$  будет определяться по формуле [41, 66, 148]:

$$\delta\beta = \delta\left(\frac{P}{\sigma}\right) = |\delta P| + |\delta[\sigma]|. \quad (4.17)$$

При испытаниях трубопроводов [18], для контроля давления рекомендуется применять манометры классом точности не ниже 1,0, то есть с относительной погрешностью  $\pm 1,0\%$  [15]. Из рисунка 4.3 видно, что минимальная экспериментальная погрешность для предела текучести составила  $\pm 1,8\%$

(рисунок 4.3, з). Складывая по модулю относительные погрешности измерения манометра и предела текучести, получаем относительную погрешность коэффициента  $\beta$ , равную  $\pm 2,8\%$ . На оси абсцисс (рисунок 4.5, б) находим ближайшее меньшее значение коэффициента  $\beta$ , соответствующее погрешности  $2,8\%$ , равное  $0,05$ . При применении коэффициента  $\beta$  не более  $0,05$  в формуле Барлоу, погрешность расчета испытательного давления будет компенсироваться суммой погрешностей средств измерения давления и девиаций пластических свойств металла. Подставляем полученное значение коэффициента  $\beta$  в формулу 4.16, получаем:

$$P_{\text{СИ}} \leq 1,06\sigma_T \beta \cdot \begin{cases} 1, & \text{при } \beta \leq 0,05; \\ (1 - 0,5\beta), & \text{при } \beta > 0,05. \end{cases} \quad (4.18)$$

Данная формула возможна к применению для СИ трубопроводов из исследованных конструкционных сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С и 17ГС. Следует отметить, что формула не учитывает температурных напряжений, от наружного или внутреннего нагрева, для корректного расчета испытательного давления теплотрасс, паропроводов и криогенных трубопроводов в формулу необходимо внесение соответствующих коэффициентов из действующих НД [16].

### **4.3 Разработка критерия определения предельной нагрузки (степени деформации) по изменениям характеристик АЭ-сигнала при проведении стресс-испытаний**

Проведение стресс-испытаний на ОПО зачастую связано с возникновением рисков аварий и разрушения трубопровода: из-за локального утонения стенки трубопровода (вследствие коррозии или заводского брака), эксплуатационных или технологических дефектов, неисправности контрольно-измерительных приборов или запорной арматуры, что может привести огромному экономическому ущербу и человеческим жертвам (особенно при проведении ПИ). Для выявления развивающихся дефектов [26], а также оценки стадии пластической деформации

[91], совместно со стресс-испытаниями трубопроводов рекомендуется проводить регистрацию и анализ источников АЭ в режиме реального времени.

В разделе 4.1 были найдены математические зависимости характеристик АЭ сигнала от стадийности процесса деформации. Из рисунка 4.2 видно, что испытательной нагрузке СИ, при деформации  $\varepsilon = 3\%$ , соответствует площадка текучести (II), для которой справедливы уравнения 4.3. Превышение испытательного давления, то есть переход от стадии легкого скольжения к стадии линейного упрочнения (II→III), соответствует уравнению 4.4. Недостижение испытательного давления, соответствует пределу текучести (I→II) – уравнение 4.2. В таблице 4.1 представлен критерий  $k_{СИ}$  определения стадий пластической деформации по параметрам сигналов АЭ.

Таблица 4.1 – Критерий определения стадии пластической деформации по параметрам АЭ сигнала,  $k_{СИ}$

Уровень критерия, $k_{СИ}$	Стадия пластической деформации	Параметры АЭ сигнала				Необходимые условия
		$N''(\varepsilon)$	$\bar{U}'(\varepsilon)$	$\bar{U}''(\varepsilon)$	$\frac{\dot{N}_{\Sigma i+1}}{\dot{N}_{\Sigma i}}$	
<b>A</b>	Предел текучести (I→II)	$< 0$	-	$\leq 1$	$\varepsilon > 0$ $\dot{\varepsilon} = const > 0$	
<b>B</b>	Площадка текучести (II)	0	$> 0$	1		
<b>C</b>	Переход к линейному упрочнению (II→III)	$> 0$	-	$> 1$		

Данный критерий представляет собой четырехпараметрическую трехуровневую систему. Каждый из параметров (активность, амплитуда и суммарный счет, а также производные от них) является легко вычисляемой современными программно-аналитическими средствами характеристикой. После вычисления эти параметры группируются и логически соотносятся к тому или иному уровню критерия.

Уровню критерия *A* соответствует деформация начала перехода к этапу лёгкому скольжению (предел текучести). Данный уровень критерия является предварительным и сигнализирует нам о скором достижении заданной нагрузки при СИ.

Уровню критерия *B* соответствует деформация площадки текучести. Данный уровень критерия показывает достижение заданного уровня нагрузки при СИ.

Уровню критерия *C* соответствует деформация перехода от легкого скольжения к линейному упрочнению. При достижении данного уровня критерия необходимо немедленно остановить испытания и сбросить давление, поскольку испытательное давление превышает заданное.

Необходимыми условиями при реализации данного критерия на практике являются испытания растяжением (для трубопроводов – внутренним давлением), с постоянной скоростью нагружения (деформации). Следует обратить внимание, что параметр второй производной от амплитуды  $\bar{U}''(\varepsilon)$  является дополнительным, поскольку вычисляем только на площадке текучести, и служит для повышения точности критерия.

Реализация критерия определения стадии пластической деформации по параметрам АЭ сигнала особенно важна на практике. Так, при СИ протяженных трубопроводов совместно с регистрацией и анализом сигналов АЭ, многоканальными АЭ-комплексами в режиме реального времени, достижение того или иного уровня критерия даже по показаниям одного АЭ-канала, говорит о переходе к соответствующей стадии пластической деформации на локальном участке трубопровода, где установлен данный ПАЭ.

Разработка, апробация и внедрение специального аппаратного и программного обеспечения, для реализации полученного критерия, является прикладной задачей и не входит в задачи текущего исследования.

## Выводы к главе 4

1) Методом математического анализа получены зависимости изменения параметров АЭ (суммарного счета, активности, амплитуды и сигнала) от степени деформации. Данные зависимости индивидуальны для каждого этапа деформации (макроупругих деформаций, легкого скольжения, линейного и параболического упрочнения) и являются акустическим отображением стадийности процесса деформации для исследуемых конструкционных сталей.

2) Получены корреляционные зависимости между нагрузками, соответствующим степени деформации 3% и нагрузками предела текучести. На основании этих зависимостей рассчитан коэффициент превышения испытательного давления над пределом текучести при проведении стресс-испытаний, равный 1,06.

3) Проанализирована сходимость формул определения испытательного давления для тонкостенных и толстостенных трубопроводов. Применение формулы Барлоу обосновано при соотношении толщины стенки к наружному радиусу трубопровода не более 0,05.

4) На основе математических закономерностей изменения параметров АЭ сигнала, для исследуемых марок сталей, разработан четырёхпараметрический трехуровневый критерий определения стадии пластической деформации по параметрам АЭ сигнала. Данный критерий позволяет качественно оценить степень пластической деформации при стресс-испытаниях трубопроводов (по всей области локации АЭ), что особенно важно для труб с различным утонением стенки.

## 5 ПРИМЕНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ СВАРНЫХ ШВОВ И ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА ТРУБОПРОВОДОВ

Цель настоящей главы заключается в систематизации результатов исследований, полученных в главах 3 и 4, для их практического применения при СИ трубопроводов на действующем ОПО [97].

### 5.1 Статистика аварий промышленного оборудования

По данным Федеральной службы по экологическому, технологическому и атомному надзору (Ростехнадзора) [151-153] за период 2017-2019 год на ОПО произошло 440 аварий, экономический ущерб от которых составил более 17 млрд. рублей. Из них, на долю аварий, связанных с разгерметизацией или разрушением трубопроводов (на объектах магистрального трубопроводного транспорта, нефтегазодобывающей и нефтехимической промышленности, сетей газораспределения и газопотребления) пришлось 118 аварий, с экономическим ущербом более 6 млрд. рублей.

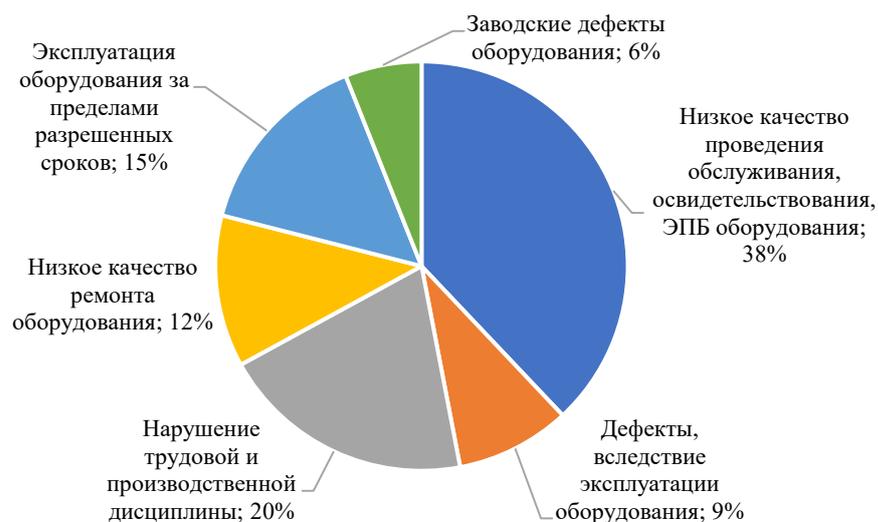
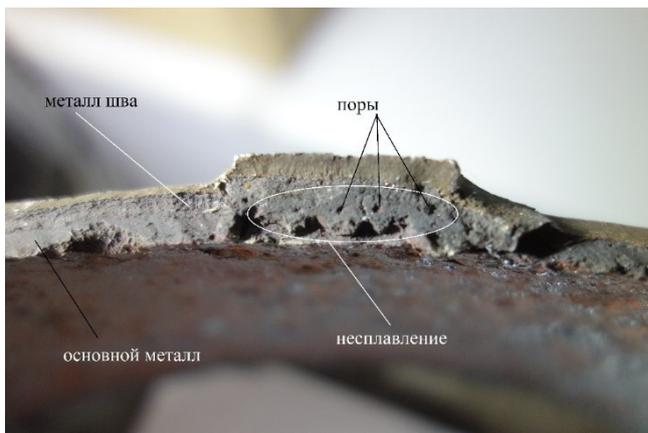


Рисунок 5.1 – Основные причины возникновения аварий и несчастных случаев на ОПО, использующих оборудование, работающее под избыточным давлением в 2015-2019 гг.

Основные причины аварий и несчастных случаев на ОПО, использующих оборудование, работающее под избыточным давлением [49], приведены на рисунке 5.1.



а)



б)



в)

а) общий вид; б) и в) дефекты сварки

Рисунок 5.2 – Фрагмент сварного соединения паропровода, разрушенного при аварии на Ново-Кемеровской ТЭЦ в 2017 г.

Примером крупной аварии является, произошедшее 10 августа 2017 года в турбинном цехе главного корпуса АО «Ново-Кемеровская ТЭЦ» разрушение сварного соединения коллектора пара 1,7 МПа (рисунок 5.2), в результате которого погиб начальник смены электрического цеха. Технические причины аварии: наличие непроваров, несплавлений, пор, неметаллических включений и их скоплений, нарушения геометрии шва (до 70% площади излома),

свидетельствующие о нарушениях технологии сварки при монтаже паропровода; наличие концентраторов напряжений (непровары), приведшее к зарождению трещин, которые развились и слились в магистральную трещину в процессе эксплуатации [146, 151].

Следует отметить, что разрушенное сварное соединение никогда не подвергалось НК, поскольку не попадало в процент обязательного объёма контроля [112], также и многочисленные ГИ паропровода, проводимые по регламенту за весь период эксплуатации, не выявляли имеющиеся дефекты. Исходя из этого, задача повышения надёжности и достоверности методов оценки состояния сварных швов и основного металла промышленного оборудования становится более актуальной.

## **5.2 Методические рекомендации по проведению стресс-испытаний трубопроводов**

### **5.2.1 Подготовительный этап стресс-испытаний**

На подготовительном этапе перед СИ проводится анализ исходного состояния трубопровода. Для новых, только смонтированных трубопроводов, анализируются проектные данные (расчетное давление, расчетная толщина стенки, марка стали основного металла, сварочные материалы и др.), результаты неразрушающих испытаний, особое внимание обращается на потенциально опасные участки трубопровода (отводы, переходы, врезки и различные концентраторы напряжений). Для трубопроводов, находящихся в эксплуатации, также анализируются аварии и инциденты (в случае их наличия), проводившиеся ремонты, наработка за период эксплуатации (в часах или циклах), результаты предыдущих гидравлических или стресс-испытаний, обязательным является измерение фактических толщин стенки металла трубопровода (вследствие коррозионного или эрозионного износа). По результатам проведенного анализа принимается решение о возможности (невозможности) проведении СИ.

По формуле 4.18 с учетом минимальной фактической толщины стенки рассчитывается максимальное испытательное давление  $P_{СИ}$  для нижней точки участка трубопровода.

СИ трубопровода проводятся с использованием многоканальных АЭ-систем с установкой ПАЭ по всей протяженности испытываемого трубопровода. В качестве схемы локализации источников АЭ при испытаниях трубопроводов применяется линейная локация. При СИ трубопровода участками, для исключения эффекта Кайзера, необходимо «отглушать» еще неиспытанную часть трубопровода от испытываемой. Поверхность металла в местах крепления ПАЭ, в том числе и при использовании волноводов, должна иметь шероховатость не более  $Rz\ 40$  [26]. Из-за более высокой чувствительности, по сравнению с широкополосными, рекомендуется использовать резонансные ПАЭ.

Для калибровки АЭ-каналов используют специализированные пьезоэлектрические имитаторы АЭ-сигналов, допускается использование имитатора Су-Нильсена. При использовании в качестве рабочего тела жидкости – калибровку АЭ-каналов проводят после наполнения трубопровода. Калибровка включает в себя измерение: скорости распространения АЭ-сигналов, затухание сигналов, уровень фонового шума, с последующей корректировкой параметров АЭ-системы.

По результатам калибровки для каждого из АЭ-каналов устанавливаются: частотный фильтр (для трубопроводов это диапазон порядка  $30\div 300$  кГц), усиление и порог чувствительности. Также настраиваются и временные параметры: интервал контроля импульса – *SCETO* (для трубопроводов это  $1000\div 2000$  мкс), мёртвое время – *DeadTime* ( $500\div 1000$  мкс, соответственно) и максимальная длительность – *Max.Duration* (зависит от характеристик конкретной АЭ-системы).

При проведении СИ следует исключить внешние шумы, вибрации и электромагнитные воздействия, вызывающие ложные АЭ-сигналы. Также вредными факторами, влияющими на достоверность АЭ, могут служить дождь, снегопад, ветер.

Особое внимание следует уделить исправности манометров. Величина испытательного давления на манометрах должна составлять не более  $3/4$  от предельной шкалы. Измерение давления при СИ следует производить по двум манометрам.

Ввиду высокой кинетической энергии сжатого газа, по сравнению с жидкостью, не рекомендуется заменять гидравлические СИ на пневматические.

### 5.2.2 Этап проведения стресс-испытаний

Для повышения надёжности и безопасности СИ АЭ-система должна одновременно работать в двух режимах:

1) регистрация, локализация и классификация источников АЭ от дефектов (пассивные, активные, критические, катастрофические) в основном и наплавленном металле [26, 83];

2) определение стадии пластической деформации по критерию предельной деформации (таблица 4.1) и её локализация по всей протяженности испытываемого трубопровода.

Перед началом СИ, для анализа и предварительной фильтрации шумов, трубопровод нагружается давлением порядка  $0,25P_{\text{раб}}$ .

Нагружение трубопровода при СИ в зоне упругих деформаций следует проводить ступенчато, по заданному графику (рисунок 1.6) до рабочего давления  $P_{\text{раб}}$ . После выдержки на рабочем давлении  $P_{\text{раб}}$ , подъём нагрузки до испытательного давления  $P_{\text{СИ}}$ , для корректной реализации критерия, следует проводить без остановок и выдержек. Скорость нагружения должна быть постоянной, не более  $0,02P_{\text{СИ}}$  МПа/мин. По достижению величины  $P_{\text{СИ}}$  подъём давления останавливается – контролируется падение давления по манометру и сигналы АЭ.

Положительным результатом СИ считается достижение уровня  $B$  критерия при нагрузке  $P_{\text{СИ}}$ , а также источники АЭ  $I$  или  $II$  класса классификации.

Достижение уровня  $A$  критерия при нагрузке  $P_{СИ}$  считается условно положительным результатом.

При достижении уровня  $C$  критерия, а также наличие источников АЭ  $III$  или  $IV$  класса классификации, на любом этапе СИ, необходимо сбросить давление и провести осмотр трубопровода.

При положительном результате СИ (отсутствии источников АЭ  $III$  и  $IV$  класса, уровня  $C$  критерия), проводится сброс давления до рабочего  $P_{раб.}$  и повторное нагружение до  $P_{СИ}$ . Повторное нагружение до величины  $P_{СИ}$  обеспечивает проверку выполнения эффекта Кайзера. Наличие АЭ при повторном нагружении (отсутствие эффекта Кайзера) указывает на возникновение и развитие микротрещин. Для толстостенных трубопроводов регистрацию АЭ рекомендуется проводить как при нагружении, так и при сбросах нагрузки.

После повторного нагружения, давление в трубопроводе сбрасывается до  $P_{раб.}$  и производится осмотр трубопровода на наличие утечек. В случае обнаружения утечки, её необходимо устранить и повторить испытания на герметичность.

Время выдержек давления при испытании на прочность – один час (на каждом цикле нагружения), при испытании на герметичность – не менее 12 часов.

### 5.2.3 Анализ результатов стресс-испытаний

После завершения СИ проводится постобработка сигналов АЭ (удаляются временная и синфазная помехи, сигналы АЭ, превышающие максимальную длительность, и т.д.). Затем источники АЭ повторно классифицируют одним из регламентированных критериев [83, 107].

Источники АЭ  $I$  класса регистрируют для анализа последующей динамики развития. Участки трубопровода с локализованными источниками  $II$ ,  $III$ ,  $IV$  класса подвергают дополнительному контролю с использованием других методов НК.

Возможные причины проявления различных уровней критерия  $k_{СИ}$  несоответствующих испытательному давлению в процессе СИ приведен в таблице 5.1.

После установления причин расхождений между уровнями критерия  $k_{СИ}$  и испытательной нагрузкой и проводятся корректирующие мероприятия.

Неисправность контрольного оборудования (таблица 5.1, *A.1*, *B.1*, *C.1*), манометров или АЭ-системы, может являться основной причиной несоответствия уровней критерия  $k_{СИ}$  и испытательной нагрузке на любом из этапов СИ. В первую очередь, для исключения этой причины, необходимо провести ревизию манометров и повторную калибровку АЭ-системы.

Таблица 5.1 – Возможные причины несоответствия уровней критерия предельной нагрузки по параметрам АЭ испытательному давлению

Уровень критерия, $k_{СИ}$	Возможные причины	
	$P_{кСИ} < P_{СИ}$	$P_{кСИ} \approx P_{СИ}$
<b>A</b>	Соответствие состояния материала трубопровода условиям испытания	<i>A.1.</i> Неисправность контрольного оборудования <i>A.2.</i> Несоответствие материала <i>A.3.</i> Превышение толщины стенки <i>A.4.</i> Эффект Кайзера
<b>B</b>	<i>B.1.</i> Неисправность контрольного оборудования <i>B.2.</i> Несоответствие материала <i>B.3.</i> Утонение стенки металла <i>B.4.</i> Состояние поставки	Соответствие состояния материала трубопровода условиям испытания
<b>C</b>	<i>C.1.</i> Неисправность контрольного оборудования <i>C.2.</i> Несоответствие материала <i>C.3.</i> Критическое утонение стенки металла <i>C.4.</i> Состояние поставки	

Несоответствие марки стали (таблица 5.1, *A.2*, *B.2*, *C.2*) трубопровода проектной (и как следствие механических свойств), также может быть причиной

расхождения уровня критерия  $k_{СИ}$  и испытательной нагрузке на различных этапах СИ. В случае подтверждения отклонения марки стали от проектной (спектральным или химическим анализом) необходимо провести проверочный расчет из условия фактических механических свойств трубопровода. По результатам расчетов принимается решение о замене аномального участка трубопровода либо, продолжении дальнейшей эксплуатации.

Причиной проявления уровня *A* критерия  $k_{СИ}$  при максимальном испытательном давлении  $P_{СИ}$ , может быть большая, по сравнению с расчетной, толщина стенки трубопровода (таблица 5.1, *A.3*). Для подтверждения данного факта проводится измерение толщины стенки (ультразвуковая толщинометрия) на локализованном по результатам АЭ участке трубопровода. Как правило, при увеличенной толщине стенки трубопровода, какие-либо корректирующие мероприятия не проводятся.

Проявлением уровней *B* или *C* критерия  $k_{СИ}$  на давлении значительно меньшем испытательного  $P_{СИ}$  (также уровня *C* – и на расчетном испытательном давлении  $P_{СИ}$ ), может быть утонение стенки трубопровода (таблица 5.1, *B.3*, *C.3*) вследствие коррозионного или эрозийного износа, ошибки при проектировании, либо оплошность входного контроля трубопровода. После проведения толщинометрии, делается проверочный расчет из условия фактической толщины стенки. По результатам расчетов принимается решение о продолжении дальнейшей эксплуатации, либо замене поврежденного участка трубопровода.

Также несоответствие состояния поставки трубопровода проектному (таблица 5.1, *B.4*, *C.4*) может быть причиной уровней *B* или *C* критерия  $k_{СИ}$  на давлении меньшем испытательного  $P_{СИ}$ . После анализа результатов проведенных металлографических исследований, либо времени задержки поверхностных акустических волн [136, 149], принимается решение о замене участка трубопровода с аномальной структурой или продолжении его дальнейшей эксплуатации.

Результатом проявления уровня *A* критерия  $k_{СИ}$  на максимальном испытательном давлении  $P_{СИ}$  (таблица 5.1, *A.4*) может быть эффект Кайзера, в следствии эксплуатации трубопровода в экстремальных режимах, на давлении

соизмеримым с  $P_{СИ}$ . Как и случае несоответствия состояния поставки, решение о возможности (невозможности) эксплуатации трубопровода, принимается после проведения металлографических исследований.

### 5.3 Определение фактического запаса прочности и остаточного ресурса

Практическим применением критерия  $k_{СИ}$ , для находящегося в длительной эксплуатации трубопровода, может быть определение фактического запаса прочности по пределу текучести [97].

Согласно [161], в общем случае, при расчете на прочность допускаемые напряжения трубопровода определяются отношением нормативного предела текучести к коэффициенту запаса прочности:

$$[\sigma] = \frac{\sigma_{0,2}}{n_T}, \quad (5.1)$$

где  $n_T = 1,1 \div 2,2$  – нормативный коэффициент запаса прочности по пределу текучести, назначается при проектировании в зависимости от марки стали и условий эксплуатации трубопровода [16, 160].

В разделе 4.3 было установлено, что достижение уровня  $A$  критерия  $k_{СИ}$  указывает на переход от упругих деформаций к пластическим, то есть соответствует напряжению фактического предела текучести  $\sigma_T$ . Преобразовав формулу 5.1, находим значение фактического запаса прочности  $n_T^\phi$ :

$$n_T^\phi = n_T \frac{\sigma_{Ak}}{\sigma_{0,2}}, \quad (5.2)$$

где  $\sigma_{Ak}$  – нагрузка соответствующая уровню  $A$  критерия  $k_{СИ}$ , фактический предел текучести, МПа.

После определения фактического запаса прочности можно вычислить остаточный ресурс трубопровода. В общем виде остаточный ресурс трубопровода по запасу прочности будет определяться как частное разности фактического и предельного коэффициентов запаса прочности к скорости потери запаса прочности:

$$T_{\text{ост}} = \frac{n_T^\phi - [n_T]}{V_n}, \quad (5.3)$$

где  $[n_T]$  – предельное минимально допустимое значение запаса прочности, 1;

$V_n$  – скорость потери запаса прочности, лет<sup>-1</sup>.

Скорость потери запаса прочности определяется как частное разности нормативного и фактического коэффициентов запаса прочности, взятой по модулю, к периоду эксплуатации трубопровода:

$$V_n = \frac{|n_T - n_T^\phi|}{t_{\text{экс}}}. \quad (5.4)$$

где  $t_{\text{экс}}$  – период эксплуатации трубопровода, лет.

Подставив в формулу 5.3 значения  $n_T$ ,  $n_T^\phi$  и  $V_n$  из формул 5.1, 5.2 и 5.4, соответственно, и преобразовав её, находим формулу определения остаточного ресурса трубопровода:

$$T_{\text{ост}} = t_{\text{экс}} \frac{\sigma_{Ak} - [\sigma]}{|\sigma_{0,2} - \sigma_{Ak}|}. \quad (5.5)$$

На рисунке 5.3 изображены зависимость остаточного ресурса от фактического передела текучести  $\sigma_{Ak}$ , для стали 20 с нормативным проектным запасом прочности  $n_T = 1,1$ .

Отрицательное значение остаточного ресурса указывает на снижение запаса прочности ниже предельного минимального. В этом случае трубопровод выводится из эксплуатации, либо проводится капитальный ремонт, либо, после расчетов на прочность, принимается решение о снижении рабочего давления.

Значение остаточного ресурса близкое к бесконечному (рисунок 5.3) указывает на отсутствие снижения запаса прочности. В этом случае трубопровод продолжает эксплуатироваться на рабочих параметрах на период до следующих СИ (технического диагностирования или экспертизы промышленной безопасности) согласно действующей НД.

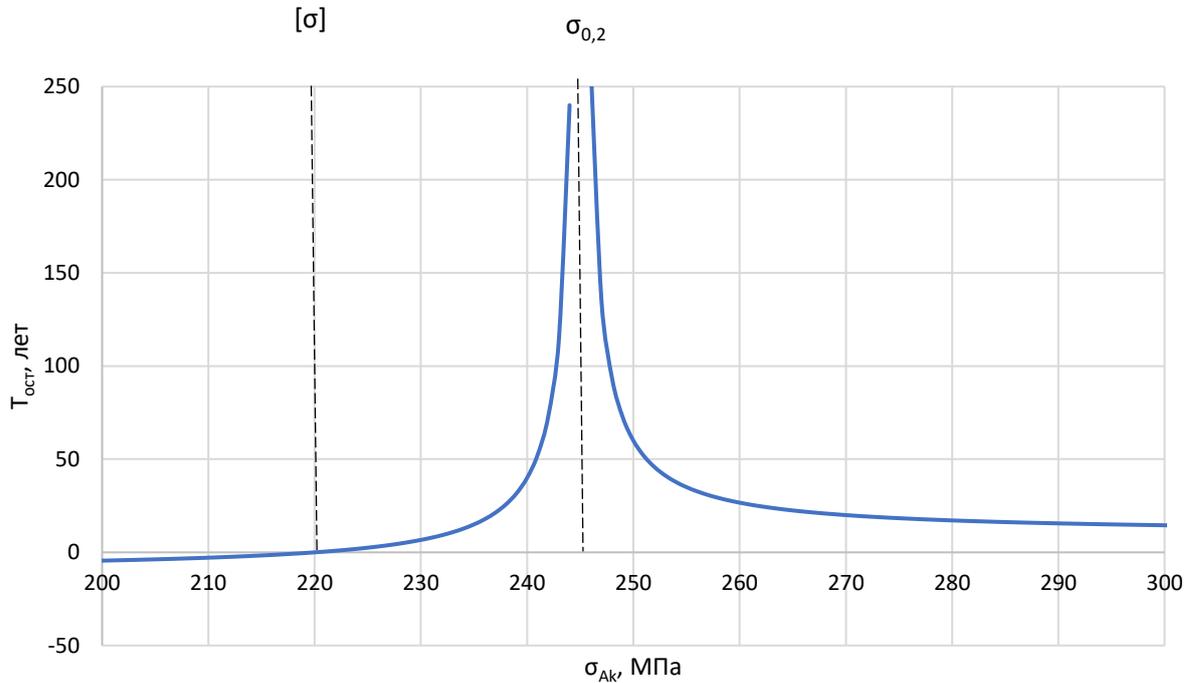


Рисунок 5.3 – Зависимость остаточного ресурса от фактического предела текучести  $\sigma_{Ak}$ , для стали марки 20 с нормативным проектным запасом прочности  $n_T = 1,1$

Сложностью применения формулы 5.5 для расчета остаточного ресурса на практике является то, что в реальных условиях при СИ достаточно трудно адекватно измерить механические напряжения металла стенки трубопровода без использования тензометрии или иных других регламентированных способов. Также применение данной формулы, возможно лишь для трубопроводов с известными проектными (паспортными) характеристиками (механические свойства стали, допускаемое напряжение, дата ввода в эксплуатацию).

Возможная замена механических напряжений металла трубопровода на соответствующее давление среды, в формуле 5.5, потребует введения дополнительных термодинамических коэффициентов и коэффициентов сжатия среды.

## 5.4 Апробация результатов диссертационной работы

### 5.4.1 Апробация результатов работы на опасных производственных объектах

В рамках апробации методических рекомендаций, описанных в разделе 5.2, было проведено СИ участка действующего технологического трубопровода азота  $\text{Ø}108 \times 4,0$  мм, изготовленного из стали марки 20 ( $\sigma_{0,2} = 245$  МПа), принадлежащего ООО ПО «ТОКЕМ» (рисунок 5.4). Протяженность испытуемого участка – 50 м. Испытания были проведены в рамках технического диагностирования при проведении экспертизы промышленной безопасности в 2019 году.



Рисунок 5.4 – Трубопровод азота (на фото неокрашенный)

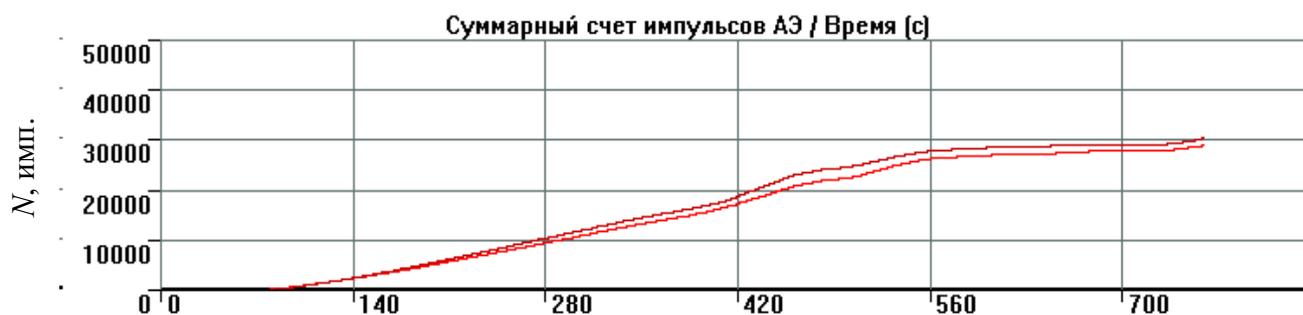
Расчёт испытательного давления СИ проводился согласно условиям формулы 4.18 и составил  $P_{СИ} = 16,7$  МПа.

Перед проведением испытаний измерялась скорость распространения и затухания АЭ-сигналов, проводилась временная и частотная калибровка АЭ-каналов. Из-за недоступности всей поверхности испытываемого участка трубопровода, регистрация АЭ осуществлялась двумя каналами.

Ввиду того, что трубопровод используется в непрерывном цикле производства, для исключения простоя оборудования и исключения эффекта Кайзера, СИ начинали с рабочего давления.

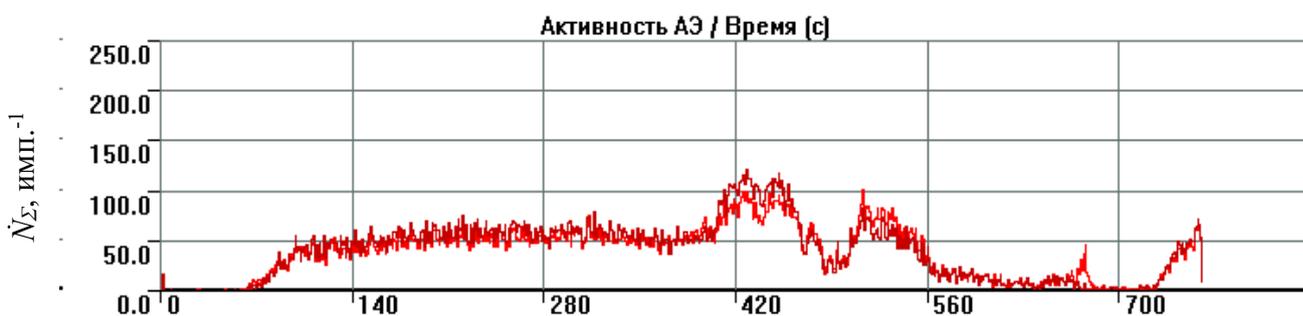
На рисунке 5.5 изображены графики зависимостей основных параметров АЭ по критерию  $k_{СИ}$  от времени (графики генерировались программно-аппаратными средствами АЭ-системы «A-line 32D в режиме реального времени»). Из графиков видно, что уровень критерия  $A$  наступает на 580 секунде испытаний (при давлении  $P_{Ak} = 15,1$  МПа): по обоим каналам снижается рост суммарного счёта и снижается активность АЭ. На 700 секунде устанавливается уровень критерия  $B$  (при давлении  $P_{Bk} = 16,4$  МПа): отсутствует приращение суммарного счёта и активности, значения средней амплитуды минимальны.

В ходе проведения СИ были выявлены ложные источники АЭ II класса, с большой длительностью, от трения поверхности трубопровода об опоры. Испытательное давление, при котором был достигнут предел текучести  $P_{Ak} = 15,1$  МПа. Расчетное значение испытательного давления  $P_{СИ} = 16,7$  МПа и давление, при котором устанавливается уровень  $B$  критерия (площадка текучести)  $P_{Bk} = 16,4$  МПа отличаются между собой на 1,8%, то есть состояние трубопровода соответствует условиям испытаний (таблица 5.1). Данный факт свидетельствует об успешной апробации результатов настоящей работы.



$t$ , с.

а)



$t$ , с.

б)



$t$ , с.

в)

а) суммарный счет импульсов АЭ; б) активность АЭ; в) средняя амплитуда  
 Рисунок 5.5 – Графики зависимостей основных параметров АЭ по критерию  $k_{СИ}$   
 от времени

Результаты работы были также апробированы экспертной организацией ЗАО «НТЦ «Экспертиза» при техническом диагностировании подземного участка

теплотрассы  $\varnothing 219 \times 8,0$  мм, изготовленного из стали марки 20 в г. Ленинск-Кузнецкий в 2016 г.

Вследствие недоступности для выполнения неразрушающего контроля регламентированными методами, было принято решение о проведении гидравлических испытаний повышенным давлением  $P_{СИ} = 18,28$  МПа, с одновременной регистрацией сигналов акустической эмиссии.

Во время испытаний, по двум из восьми АЭ-каналов был зафиксирован уровень критерия  $A$  при давлении  $P_{Ак} = 7,5 \pm 0,2$  МПа. Согласно методическим рекомендациям, описанных в разделе 5.2, испытание было остановлено.

Локализация источников акустической эмиссии, установила участки трубопровода с предполагаемым утонением стенки, которое позднее было подтверждено ультразвуковой толщинометрией. По результатам технического диагностирования, было принято решение о выводе участков теплотрассы из эксплуатации для проведения ремонта.

Предложенные решения позволили снизить себестоимость технического диагностирования на 315 руб. за погонный метр подземного трубопровода из-за отсутствия в необходимости раскопки шурфов, и как следствия снижения затрат времени на подготовку отопительному сезону.

Результаты диссертационной работы также были апробированы при испытании после монтажа технологических трубопроводов Анжерской нефтегазовой компании совместно с организацией ООО «Сибнефтьсервис».

Согласно ГОСТ 8732-78 [22] предельное отклонение наружного диаметра для труб обычной точности, диаметром от 50 до 219 мм, не должно превышать  $\pm 1,0\%$ . В результате деформаций от динамических нагрузок при транспортировке и выгрузке трубопроката, а также вследствие неправильного хранения – овальность поперечного сечения труб увеличивается.

Для устранения избыточной овальности труб, в рамках диссертационной работы были рассчитаны параметры испытательного давления СИ, приведенные в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Номенклатура трубопроката и величина испытательного давления СИ

Номенклатура типоразмеров труб	Марка стали	Испытательное давление
Ø108×4 мм	09Г2С	20,5 МПа
Ø159×6 мм	09Г2С	20,4 МПа
Ø219×8 мм	09Г2С	19,7 МПа

Применение СИ для устранения овальности позволили рационально использовать до 80% отбракованного по результатам входного контроля трубопроката. С учетом транспортных и накладных расходов, экономический эффект от внедрения составил 51,89 рублей за погонный метр смонтированного трубопровода. Суммарный годовой экономический эффект (по оценке на 2021 год), обусловленный экономией материальных и экономических ресурсов, оценивается в 0,6 млн. рублей в год.

Акты об использовании результатов работы в промышленности приведены в Приложении.

#### **5.4.2 Использование результатов диссертационной работы в учебном процессе и научной деятельности**

Комплексные исследования проводились в рамках гранта Российского научного фонда по проекту «Разработка физических моделей превращения субструктур, изменения полей внутренних напряжений и акустических характеристик в сварных соединениях металлических материалов при длительных температурно-силовых воздействиях» (соглашение № 14-19-00724, 2014–2018 гг.).

Результаты работы использованы в учебном процессе ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева» при подготовки по дисциплинам: «Основы физики и механики разрушения», «Теоретические основы диагностики», «Контроль качества сварных соединений», «Контроль качества наплавки и напыления» студентов, обучающихся по направлению «Машиностроение», профили «Оборудование и технология

сварочного производства» и «Реновация оборудования топливно-энергетического комплекса», а также дисциплин «Теоретические основы надежности и ресурса сварных конструкций» и «Основы диагностики сварных конструкций» магистров, обучающихся по направлению «Машиностроение», профиль «Сварка, родственные процессы и технологии».

Подтверждающая справка об использовании результатов диссертационной работы в учебном процессе приведена в Приложении.

### Выводы к главе 5

1) Разработаны методические рекомендации по проведению СИ трубопроводов на подготовительном и основном этапах. Предложено проводить СИ одновременно в двух режимах работы АЭ-системы: регистрация, локализация и классификация источников АЭ от дефектов и определение стадии пластической деформации по критерию предельной деформации  $k_{СИ}$ .

2) Проведен анализ причин возможных отклонений с уровнем критерия  $k_{СИ}$  от соответствующего испытательного давления. Предложен комплекс мероприятий по уточнению (подтверждению) этих причин.

3) Установлены зависимости между нагрузкой, соответствующей уровню  $A$  критерия  $k_{СИ}$ , и фактическим запасом прочности. Разработан способ оценки остаточного ресурса длительно работающего трубопровода по фактору потери запаса прочности.

4) Проведена апробация результатов настоящей работы на трубопроводе азота ООО ПО «ТОКЕМ», участке теплотрассы г. Ленинск-Кузнецкий ЗАО «НТЦ «Экспертиза», технологических трубопроводов Анжерской нефтегазовой компании ООО «Сибнефтьсервис». В результате испытаний подтверждена зависимость стадийности степени пластической деформации от параметров АЭ-сигналов по критерию предельной деформации  $k_{СИ}$ . Показана достоверность применяемой формулы испытательного давления СИ.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основные результаты настоящей работы можно сформулировать в виде следующих выводов:

1. Установлено, что морфологическими составляющими в исследуемых сталях (марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС) независимо от способа сварки в структуре основного металла являются пластинчатый перлит и феррит, в структуре металла шва пластинчатый перлит, феррит и мартенсит; их объемная доля зависит от способа сварки.

2. В тонкой структуре зоны термического влияния сварки, у линии сплавления и в сварном шве выявлены изгибные экстинкционные контуры, свидетельствующие о наличии внутренних напряжений, причем число контуров возрастает по мере приближения к линии сплавления. Сварка модулированным током углеродистых сталей формирует в зоне линии сплавления поля внутренних напряжений с амплитудами ниже, чем после сварки стационарной дугой, что способствует повышению качества сварных соединений, выполняемых этим способом в сложных условиях.

3. Установлено, что в исследованных способах сварки изгиб-кручение кристаллической решетки основного металла и в металле шва при сварке стационарной дугой (в том числе с искусственными дефектами) носит пластический характер, а при сварке модулированным током (в том числе с искусственными дефектами) – упруго-пластический, что является основным различием в структуре основного металла и металла шва. Введение искусственных дефектов (неметаллические силикатные и графитные включения) в структуре основного металла приводит к разрушению и исчезновению перлитной составляющей, в структуре металла шва – уменьшает объемную долю феррита и увеличивает долю перлита.

4. Зона ожидаемого разрушения образцов: по разности времен прихода сигналов акустической эмиссии, выявляется только, когда степень общей деформации более 3%, однако на этапе предразрушения локализация источников

акустической эмиссии значительно уменьшается. Зона ожидаемого разрушения образцов по затуханию амплитуды сигналов акустической эмиссии четко выявляется на всем протяжении деформирования, вплоть до разрушения. Влияние искусственных дефектов в сварных соединениях из конструкционных сталей, независимо от способа сварки, проявляется в виде снижения уровня напряжения начала стадии микропластичности, уменьшения средних амплитуд сигналов акустической эмиссии в этом интервале нагрузок и возрастания дисперсии амплитуд сигналов акустической эмиссии.

5. Установлено, что испытания сварных соединений углеродистых сталей, выполненных сваркой стационарной дугой и модулированным током (даже при наличии дефектов, типа неметаллических включений) необходимо проводить при нагрузках, приводящих к деформациям не превышающих 3%.

6. Получены корреляционные зависимости между нагрузками соответствующим степени деформации 3% и нагрузками предела текучести. На основании этих зависимостей рассчитан коэффициент превышения испытательного давления над пределом текучести при проведении стресс-испытаний, равный 1,06. Проанализирована сходимость формул определения испытательного давления для тонкостенных и толстостенных трубопроводов. Применение формулы Барлоу обосновано при соотношении толщины стенки к наружному радиусу трубопровода не более 0,05.

7. Методом математического анализа получены зависимости изменения параметров акустической эмиссии от степени деформации. Данные зависимости индивидуальны для каждого этапа деформации и являются акустическим отображением стадийности процесса деформации для исследуемых конструкционных сталей.

8. На основе математических закономерностей изменения параметров акустической эмиссии сигнала, для исследуемых марок сталей, разработан четырёхпараметрический трехуровневый критерий определения стадии пластической деформации по параметрам сигнала акустической эмиссии. Данный критерий позволяет качественно оценить степень пластической деформации при

стресс-испытаниях трубопроводов, что особенно важно для труб с различным утонением стенки.

9. Разработаны методические рекомендации, позволяющие применять критерий определения степени деформации по изменениям характеристик акустико-эмиссионного сигнала при проведении стресс-испытаний, повышающий надёжность работы трубопровода при длительной эксплуатации. Предложен способ определения остаточного ресурса трубопровода по фактору потери запаса прочности.

**СПИСОК ОСНОВНЫХ СОКРАЩЕНИЙ**

АЭ – акустическая эмиссия;

ГИ – гидравлические испытания;

ДС – деформационное старение;

ЗТВ – зона термического влияния;

КРН – коррозионное растрескивание под напряжением;

ЛС – линия сплавления;

НД – нормативная документация;

НДС – напряжённо-деформированное состояние;

НК – неразрушающий контроль;

ОМ – основной металл;

ОПО – опасный производственный объект;

ОРПД – оборудование, работающее под давлением;

ПИ – пневматические испытания;

РВП – разность времен прихода акустического сигнала;

РДС – ручная дуговая сварка;

РДСМТ – ручная дуговая сварка модулированным током;

СИ – стресс-испытания;

УК – ультразвуковой контроль.

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Андрейкив А.Е. Метод акустической эмиссии в исследованиях процессов разрушения / А.Е. Андрейкив, Н.В. Лысак – Киев: Наук. думка, 1989. – 176 с.
2. Афанасьев, А.В. Циклические испытания стресс-коррозионных трещин стальных газопроводных труб при отсутствии коррозионной среды / А. В. Афанасьев, А. А. Мельников, М. И. Васьков, Д. Н. Бельков // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2018. – Т. 61. – № 8. – С. 589-595.
3. Бабич, В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И.Е. Долженков. Москва : Металлургия, 1972. 320 с.
4. Басиев, К. Д. Влияние упругой энергии сжатого газа на развитие коррозионных и коррозионномеханических трещин в магистральных газопроводах / К. Д. Басиев, К. М. Дзиев, А. Д. Алборов, Т. М. Дзугцев // Газовая промышленность. – 2018. – № 7(771). – С. 96-100.
5. Басиев, К.Д. Исследование процессов зарождения и развития коррозионно-механических трещин на поверхности труб / К.Д. Басиев, А.А. Бигулаев, Г.И. Хабалов, Т.М. Дзугцев, Э.В. Дзарукаев // Вестник Владикавказского НЦ РАН. 2014. №3. – С. 56-61.
6. Башков, О.В. Акустическая эмиссия при смене механизмов деформации пластичных конструкционных материалов / О.В. Башков, Н.А. Семашко // Физическая мезомеханика. – 2004. – № 6. – С. 59-62.
7. Большаков, А. М. Разрушения и повреждения объектов магистрального газопровода при длительной эксплуатации в условиях Арктики / А. М. Большаков, А. С. Сыромятникова // Наука и образование. – 2015. – № 4(80). – С. 94-99.
8. Буйло, С.И. Физико-механические, статистические и химические аспекты акустико-эмиссионной диагностики: монография / С.И. Буйло – Ростов-на-Дону; Таганрог: Издательство Южного федерального университета, 2017. – 184 с.

9. Винокуров, В. А. Теория сварочных деформаций и напряжений / В. А. Винокуров, А. Г. Григорьянц. – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.
10. Власова, Н.М. Влияние атомов водорода на подвижность краевых дислокаций / Н.М. Власов, В.А. Зазноба // Физика твердого тела, 1999, том 41, вып. 3 – С. 451-453.
11. Гвоздев, А.Е. Механические свойства конструкционных и инструментальных сталей в состоянии предпревращения при термомеханическом воздействии / А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, О.В. Кузовлева, Н.Н. Сергеев, И.В. Тихонова // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 11. С. 39-42.
12. ГОСТ 10243-75. Сталь. Методы испытаний и оценки макроструктуры (с Изменением № 1). – М.: Издательство стандартов, 1985. – 37 с.
13. ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-84). Металлы. Методы испытаний на растяжение (с Изменениями № 1, 2, 3). – М.: Стандартиформ, 2008. – 26 с.
14. ГОСТ 19281-2014. Прокат повышенной прочности. Общие технические условия. – М.: Стандартиформ, 2021. – 50 с.
15. ГОСТ 2405-88. Манометры, вакуумметры, мановакуумметры, напоромеры, тягомеры и тягонапоромеры. Общие технические условия. – М.: Стандартиформ, 2008. – 32 с.
16. ГОСТ 32388-2013. Трубопроводы технологические. Нормы и методы расчета на прочность, вибрацию и сейсмические воздействия. – М.: Стандартиформ, 2016. – 114 с.
17. ГОСТ 32569-2013. Трубопроводы технологические стальные. Требования к устройству и эксплуатации на взрывопожароопасных и химически опасных производствах (с Поправкой). – М.: Стандартиформ, 2015. – 138 с.
18. ГОСТ 3845-2017. Трубы металлические. Метод испытания внутренним гидростатическим давлением. – М.: Стандартиформ, 2017. – 8 с.
19. ГОСТ 5264-80. Ручная дуговая сварка. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры. – М.: Стандартиформ, 2010. – 37 с.

20. ГОСТ 535-2005. Прокат сортовой и фасонный из стали углеродистой обыкновенного качества. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ, 2009. – 17 с.
21. ГОСТ 6996-66 (ИСО 4136-89, ИСО 5173-81, ИСО 5177-81). Сварные соединения. Методы определения механических свойств (с Изменениями № 1, 2, 3, 4). – М.: Стандартинформ, 2005. – 62 с.
22. ГОСТ 8732-78 Трубы стальные бесшовные горячедеформированные. Сортамент (с Изменениями N 1, 2) – М.: ИПК Издательство стандартов, 2004 год. – 11 с.
23. ГОСТ 8.401-80. Государственная система обеспечения единства измерений (ГСИ). Классы точности средств измерений. Общие требования. – М.: Стандартинформ, 2010. – 18 с.
24. ГОСТ 9466-75 (СТ СЭВ 6568-89). Электроды покрытые металлические для ручной дуговой сварки сталей и наплавки. Классификация и общие технические условия (с Изменениями N 1, 2, с Поправкой). – М.: ИПК Издательство стандартов, 1997. – 43 с.
25. ГОСТ 9467-75. Электроды покрытые металлические для ручной дуговой сварки конструкционных и теплоустойчивых сталей. Типы (с Изменением №1). – М.: Стандартинформ, 2008. – 7 с.
26. ГОСТ Р 52727-2007. Техническая диагностика. Акустико-эмиссионная диагностика. Общие требования. – М.: Стандартинформ, 2007. – 16 с.
27. ГОСТ Р 55724-2013. Контроль неразрушающий. Соединения сварные. Методы ультразвуковые. – М.: Стандартинформ, 2019. – 28 с.
28. ГОСТ Р 56542-2019. Контроль неразрушающий. Классификация видов и методов. – М.: Стандартинформ, 2019. – 12 с.
29. ГОСТ Р 57180-2016. Соединения сварные. Методы определения механических свойств, макроструктуры и микроструктуры (с Поправкой). – М.: Стандартинформ, 2019. – 24 с.

30. ГОСТ Р ИСО 12716-2009. Контроль неразрушающий. Акустическая эмиссия. Словарь. – М.: Стандартиформ, 2019. – 12 с.
31. ГОСТ Р ИСО 17637-2014. Контроль неразрушающий. Визуальный контроль соединений, выполненных сваркой плавлением. – М.: Стандартиформ, 2020. – 21 с.
32. Грешников, В.А. Акустическая эмиссия / В.А. Грешников, Ю.Б. Дробот. – М.: Издательство стандартов, 1976. – 272 с.
33. Громов, В.Е. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
34. Гумеров, К. М. Физическая модель стресс-коррозии трубопроводов / К. М. Гумеров, С. А. Сильвестров, Р. Р. Багманов // Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. – 2015. – № 4(102). – С. 82-95.
35. Демина, Ю.А. Влияние длительной эксплуатации и хранения на механические свойства и механизмы разрушения конструкционных материалов : специальность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Демина Юлия Андреевна ; Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт Металлургии и Материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук» - Москва, 2014. - 147 с.
36. Дмитриенко, Р.И. Остаточное расширение баллонов (краткий обзор) / Р.И. Дмитриенко, Э.Ф. Граф, В.П. Чиженко // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2014. – № 1. – С. 23-28.
37. Дмитриенко, Р.И. Повреждаемость и эффективность проведения гидравлических испытаний тепловых сетей города Киева / Р.И. Дмитриенко, П.С. Юхимец, В.М. Тороп, И.Н. Кисель, В.Н. Егоренко // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2020. – № 1. – С. 37-44.
38. Донченко, Е. А. Химическая неоднородность однослойных наплавов, выполненных с применением легирующего керамического флюса / Е. А. Донченко // Сварочное производство. – 2013. – № 4. – С. 11-16.

39. Дударев, Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов / Е.Ф. Дударев. – Томск: Изд-во Томского госуниверситета. – 1988. – 255 с.
40. Дудко, Д.А. Зависимость химического состава металла шва от параметров режима дуговой сварки модулированным током / Д.А. Дудко, С.А. Зацеркованный, В.С. Сидорук [и др.] // Автоматическая сварка. -1989. - №2. – С. 27-29.
41. Зажигает, Л.В. Методы планирования и обработки результатов эксперимента / Л.В. Зажигает, А.А. Кишьян, Ю.И. Романиков. – М.: Атомиздат, 1978. – 232 с.
42. Зайнуллин, Р. С. Учет деформационного старения в расчетах ресурса элементов оборудования / Р. С. Зайнуллин, А. М. Галлямов, А. А. Александров [и др.] // Электронный научный журнал Нефтегазовое дело. – 2005. – № 1. – С. 23.
43. Зорич, В.А. Математический анализ / В.А. Зорич. – М.: МЦНМО, 2019. – Часть I. – 10-е изд. – 564 с.
44. Зоря И.В. Исследование взаимодействия примеси водорода с точечными и линейными дефектами в палладии и никеле / И. В. Зоря, Г. М. Полетаев, Е. С. Медведева [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2017. – Т. 14. – № 2. – С. 207-214.
45. Зуев, Л.Б. Физика макролокализации пластического течения / Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова. – Новосибирск: Наука, 2008. – 327 с.
46. Иванов, В.И. Акустико-эмиссионный контроль сварки и сварных соединений / В.И. Иванов, В.М. Белов. – М.: Машиностроение, 1981. – 184 с.
47. Иванов, Ю.В. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали / Ю.В. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Попова, С.В. Коновалов, Н.А. Конева. – Новокузнецк.: Полиграфист, 2016. – 510 с.
48. Инструкция по проведению гидравлических испытаний трубопроводов повышенным давлением (методом стресс-теста) : (ВН 39-1.9-004-98) : официальное издание : Приняты Государственным газовым концерном «Газпром» от 01.12.1998 : введены в действие 01.12.1998. – М.: ИРЦ Газпром, 1998 год. – 30 с.

49. Информационный бюллетень Федеральная служба по экологическому, технологическому и атомному надзору / ЗАО «НТЦ ПБ». – М. 2020. 1 (106) – 62 с.
50. Испытания магистральных трубопроводов как залог надежной и безопасной эксплуатации / [Е.В. Иваницкая и др.]; под ред. Е.В. Иваницкой // Трубопроводный транспорт: теория и практика. – 2009. – №3 (15). – С. 4-9.
51. Кайдриков, Р.А. Электрохимические методы исследования локальной коррозии пассивирующихся сплавов и многослойных систем : монография / Р.А. Кайдриков [и др.]; М-во образ. и науки России, Казан. нац. исслед. технол. ун-т. – Казань : Изд-во КНИТУ, 2013. – 144 с.
52. Климов, П.В. Исследование и разработка методов торможения стресс-коррозии на магистральных газопроводах : специальность 25.00.19 «Строительство и эксплуатация нефтегазопроводов, баз и хранилищ» : диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук / Климов Павел Викторович ; Акционерное общество «Интергаз Центральная Азия» и Государственное унитарное предприятие «Институт проблем транспорта энергоресурсов» - Уфа, 2012. - 337 с.
53. Козлов, Э.В. Современная картина стадий пластической деформации / Э.В. Козлов, Н.А. Конева // Вестник ТГУ. – 2003. – Т. 8. – № 4. – С. 514-518.
54. Козлов, Э.В. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, Н.А. Конева // Известия РАН. Серия физическая. – 2004. – Т. 68. – № 10. – С. 1419-1427.
55. Козлов, Э.В. Дальнедействующие поля напряжений и их роль в деформации структурно-неоднородных материалов / Э.В. Козлов, Д.В. Лычагин, Н.А. Попова, и др. – В кн.: Физика прочности гетерогенных материалов. – Л.: ФТИ. – 1988. – С. 3-13.
56. Колачев, Б.А. Водородная хрупкость металлов / Б.А. Колачев – М.: Металлургия, 1985. – 216 с.
57. Комаров, А.А. Трубопроводы и соединения для гидросистем / А.А. Комаров, В.М. Сапожников. – М.: Машиностроение, 1967. – 232 с.

58. Конева, Н.А. Физическая природа стадийности пластической деформации / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Известия вузов. Физика. – 1990. – № 2. – С. 89-106.
59. Конева, Н.А. Природа стадий пластической деформации / Н.А. Конева // Соросовский образовательный журнал. – 1998. – № 10. – С. 99-105.
60. Конева, Н.А. Дислокационная структура и физические механизмы упрочнения металлических материалов / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // В кн.: Перспективные материалы (учебное пособие). – Тула: Изд-во ТГУ, МИСиС, 2006. – С. 267-320.
61. Конева, Н.А. Закономерности субструктурного упрочнения / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Изв. вузов. Физика. – 1991. – № 3. – С. 56-70.
62. Конева, Н.А.. Природа субструктурного упрочнения / Н.А. Конева, Э. В. Козлов // Изв. вузов. Физика. – 1982. – № 8. – С. 3-14.
63. Коричевский, В.В. Акустическая эмиссия при пластическом деформировании поликристаллов / В.В. Коричевский // Контроль и диагностика. – 2006. – С. 42-48.
64. Королев, С. А. Влияние схемы кристаллизации и кристаллического строения сварного шва на характер распределения деформаций в процессе сварки в температурном интервале вероятного образования горячих трещин / С. А. Королев, А. Е. Зимаков // Промышленное производство и металлургия : материалы международной научно-технической конференции, Нижний Тагил, 18–19 июня 2020 года / Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, 2020. – С. 198-202.
65. Коррозионная стойкость оборудования химических производств. Нефтеперерабатывающая промышленность: Справ. изд. / Под ред. Ю.И. Арчакова, А.М. Сухотина. Л.: Химия, 1990. 400 с.
66. Крамер, Г. Математические методы статистики / Г. Крамер – М.: Мир, 1975. – 648 с.
67. Кулешов, В.К. Организация службы неразрушающего контроля качества : монография / В. К. Кулешов, Б. И. Капранов, В. В. Шестаков [и др.] –

Издание 2-е, переработанное и дополненное. – Кемерово : Федеральный исследовательский центр угля и углехимии Сибирского отделения Российской академии наук, 2021. – 226 с.

68. Кутепов, С.Н. Кинетика распространения трещин в металлических материалах в водородсодержащих средах / С.Н. Кутепов // VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 7-10 ноября 2017 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2017, 951 с.

69. Лившиц, Л.С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений / Л.С. Лившиц, А.Н. Хакимов. – М: Машиностроение, 1989. – 336 с.

70. Лузина, Н.П.. Акустико-эмиссионный метод контроля при оценке степени деградации механических свойств и остаточного ресурса работоспособности трубных сталей / Н.П. Лузина, В.Л. Ткалич // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. – 2007. – №38. – С. 213-218.

71. Макаров, Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин. – М.: Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), 2014. – 488 с.

72. Машиностроение. Энциклопедия. Машины и аппараты химических и нефтехимических производств / Сост. М.Б. Генералов, В.П. Александров, В.В. Алексеев, [и др.] – М.: Машиностроение, 2004. – Т. IV-12 – 832 с.

73. Машиностроение. Энциклопедия. Технология сварки, пайки и резки / К.В. Фролов, П.Н. Белянин, К.С. Колесников и [др.]. / под ред. Б.Е. Патона – М.: Машиностроение, 2006. – Т. III-4 – 768 с.

74. Маянц, Ю.А. Анализ подходов к назначению величины испытательного давления на магистральных газопроводах / Ю.А. Маянц, С.В. Карпов, Д.И. Ширяпов // Вести газовой науки. – 2014. – № 1 (17). – С. 93-97.

75. Мерсон, Д.Л.. Применение метода акустической эмиссии для оценки механических свойств трубных сталей / Д.Л. Мерсон, Е.В. Черняева // Металловедение и термическая обработка. – 2007. – № 5 (623) – С. 60-64.

76. Металлические конструкции. В 3-х томах.: Учеб. для строит. вузов. / Под редакцией д. т. н. профессора В.В. Горева. – М.: Высшая школа. – 2002. – Т. 3. – 544 с.
77. Молочная, Т. В. Оценка качества сталей феррито-перлитного класса по структурным составляющим после длительной эксплуатации / Т.В. Молочная // Научные проблемы водного транспорта. 2003. №5. – С. 54-56.
78. Морозов, В. П. Определение связи между периодичностью процесса кристаллизации металла сварного шва, изменениями мгновенной скорости затвердевания и показателями технологической прочности / В. П. Морозов // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2010. – № 9. – С. 3.
79. Муравьев, К. А. Исследование химической неоднородности в наплавленном металле при сварке конструкционных сталей / К. А. Муравьев // Научные тенденции: Вопросы точных и технических наук: Сборник научных трудов по материалам XIV международной научной конференции, Санкт-Петербург, 12 февраля 2018 года. – Санкт-Петербург: Международная Научно-Исследовательская Федерация «Общественная наука», 2018. – С. 57-66.
80. Муравьев, Т.В. Особенности акустической эмиссии при развитии полосы Чернова-Людерса в образцах из низкоуглеродистой стали / Т.В. Муравьев, Л.Б. Зуев // Журнал технической физики. – 2008. – Т. 78. – № 8. – С. 135-139.
81. Недосека, А.Я. О распознавании изменений структуры материалов при разрушении по данным акустической эмиссии / А.Я. Недосека, С.А. Недосека, Л.И. Маркашова, О.С. Кушнарера // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2016. – № 4. – С. 9-13.
82. Неразрушающий контроль. Справочник в 7 томах. / [В. В Клюев и др]; под редю В. В. Клюева. – М.: Машиностроение, 2004. – Т. 3. – 860 с.
83. Неразрушающий контроль. Справочник в 8 томах. / [В. В Клюев и др]; под редю В. В. Клюева. – М.: Машиностроение, 2006. – Т. 7. – 829 с.
84. Никитенко, М.С. Разработка комплекса средств технической диагностики, восстановления и упрочнения элементов горнодобывающего оборудования / М.С. Никитенко, К.В. Князьков, Н.В. Абабков, Е.А. Ожиганов //

Институт угля Сибирского отделения РАН: Отдельный выпуск Горного информационно-аналитического бюллетеня (научно-технического журнала), 2013. – №ОВ6. – С. 447-458.

85. Никитин, Е.С. Локализованное пластическое течение и пространственно-временное распределение сигналов акустической эмиссии / Е.С. Никитин, Б.С. Семухин, Л.Б. Зуев // Письма в ЖТФ. – 2008. – Т. 34. – № 15. – С. 70-74.

86. Никулин, С.А. Анализ кинетики и механизмов разрушения стали 20ГЛ различной прочности по параметрам акустической эмиссии / С.А. Никулин, В.Г. Ханжин, А.В. Никитин, В.И. Турилина, В.И. Заболотникова // Деформация и разрушение материалов. – 2016. – № 12. – С. 41-45.

87. Оглезнева, Л.А. Акустические методы контроля и диагностики / Л.А. Оглезнева, А.Н. Калиниченко. – Томск: Издательство Томского политехнического университета, 2009. – 292 с.

88. Оглезнева, Л.А. Акустико-эмиссионный контроль, его особенности и обеспеченность / Л.А. Оглезнева, В.К. Кулешов // Известия Томского Политехнического Университета. – 2008. – № 2. – С. 205-210.

89. Ожиганов, Е.А. Применение методов НК при экспертизе технических устройств опасных производственных объектов / Е.А. Ожиганов, Д.Н. Бакланов, А.Г. Кузнецов, Г.Г. Кузнецов – В кн.: Экспертиза промышленной безопасности в Сибирском федеральном округе: сборник трудов под ред. А.Н. Смирнова. – М.: Машиностроение, 2015. – С. 78-84.

90. Ожиганов, Е.А. Критерий предельной деформации при стресс-испытаниях трубопроводов из конструкционных сталей / Е.А. Ожиганов, С.В. Коновалов, А.Н. Смирнов // Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий: сборник трудов Международной научно-практической конференции. – Новокузнецк: СибГИУ, 2021. – С. 27-28.

91. Ожиганов, Е.А. Акустическое отображение стадийности процесса деформации конструкционной стали 09Г2С / Е.А. Ожиганов, С.В. Коновалов //

Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2021. – Т. 18. – № 1. – С. 43-48.

92. Ожиганов, Е.А. Влияние деформации на структуру и фазовый состав зоны термического влияния сварного шва стали СтЗсп / Е.А. Ожиганов, Н.А. Попова, Е.Н. Никоненко // Перспективы развития фундаментальных наук: сборник трудов XIII Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – Томск. 2016. – С. 202-204.

93. Ожиганов, Е.А. Изменение структуры и фазового состава в материале сварного шва стали СтЗсп под действием пластической деформации / Е.А. Ожиганов, Н.А. Попова, А.Н. Смирнов, Е.Л. Никоненко, Н.Р. Сизоненко, Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения – 2016. – Т. 13 – №2. – С. 191-197.

94. Ожиганов, Е.А. Влияние дефектов на структурно-фазовое состояние сварных соединений и параметры сигналов акустической эмиссии в конструкционных сталях / Е. А. Ожиганов, С. В. Коновалов, И. А. Панченко, М. М. Баженова // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2023. – № 4(46). – С. 21-29.

95. Ожиганов, Е.А. Влияние способа сварки на структуру и фазовый состав зоны термического влияния сварного шва стали 09Г2С / Е.А. Ожиганов, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, А.Н. Смирнов // Перспективы развития фундаментальных наук: сборник научных трудов XIV Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – Томск, 2017. – С. 249-251.

96. Ожиганов, Е. А. Оценка качества сварки модулированным током конструкционных сталей методом акустической эмиссии в режиме реального времени / Е. А. Ожиганов // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2012. – № 6(94). – С. 109-111.

97. Ожиганов, Е.А. Оценка остаточного ресурса трубопроводов из конструкционных сталей при проведение стресс-испытаний / Е.А. Ожиганов // Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении: сборник

трудов III Международной научно-практической конференции, 19-21 апреля 2022 года / под ред. А. Н. Смирнова. – Кемерово : КузГТУ, 2022. – С. 214-217.

98. Отт, К.Ф. Стресс-коррозия на газопроводах / К.Ф. Отт. – Югорск: ООО «Тюменьтрансгаз», 2002. – 184 с.

99. Панин, В.Е. Научные основы хладноломкости конструкционных сталей с ОЦК кристаллической решеткой и деградации их структуры при эксплуатации в условиях отрицательных температур / В. Е. Панин, Л. С. Деревягина, М. П. Лебедев [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2016. – Т. 19. – № 2. – С. 5-14.

100. Панин, В.Е.. Структурные уровни деформации твердых тел / В.Е. Панин, В.А. Лихачев, Ю.В. Гриняев. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.

101. Патон, Б.Е. О применении АЭ технологии при непрерывном мониторинге трубопроводов энергетических комплексов, работающих при высокой температуре / Б.Е. Патон, Л.М. Лобанов, А.Я. Недосека, С.А. Недосека, М.А. Яременко, Ю.И. Гладышев, В.М. Бешун, А.В. Бычков, А.М. Гайдукевич // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2014. – № 3. – С. 7-14.

102. Пахаруков, Ю.В. Кинетические процессы и фрактальные свойства границы раздела фаз в конденсированных средах / Ю.В. Пахаруков. – Тюмень: ТИУ, 2016. – 172 с.

103. Помазова, А.В. Влияние разнотерности структуры на коррозионную стойкость наружной поверхности труб из углеродистой стали 20, применяемых в теплоэнергетике / А.В. Помазова, Т.В. Панова, Г.И. Геринг // Вестник ЮУрГУ. Серия: Metallургия. 2014. №4. С. 37-44.

104. Походня, И.К. Влияние импульсной обработки металлической ванны дугой переменной мощности на формирование структуры, морфологию и распределение неметаллических включений при кристаллизации швов соединений низколегированной стали / И.К. Походня, В.Ф. Грабин, В.В. Головкин [и др.] // Сварочное производство. – 1996. - №3. – С. 9-14.

105. Присевко, А.Ф. Механизм водородного изнашивания металлов и сплавов / А.Ф. Присевко // Вестник БГПА. – 2002. – № 3. – С. 23-35.

106. Пряхин, Е. И. К вопросу о деградации свойств низколегированных конструкционных сталей при кратковременных нагревах / Е. И. Пряхин, Д. М. Шарапова // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. – 2014. – № 1(190). – С. 121-129.
107. Сагайдак, А.И. Отечественные и зарубежные стандарты по акустической эмиссии. Сравнительная оценка и перспективы стандартизации / А.И. Сагайдак, Д.А. Терентьев, С.В. Елизаров, В.В. Бардаков, В.И. Иванов, К.А. Медведев // Контроль и диагностика. – 2021. – Т. 24. – № 2. – С. 32-58.
108. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
109. Сандаков, В. А. Замедленное разрушение металла длительно эксплуатируемых трубопроводов системы газоснабжения / В. А. Сандаков // Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. – 2008. – № 3(73). – С. 55-57.
110. Сараев, Ю. Н. Анализ существующих методов управления структурой металла сварного шва / Ю. Н. Сараев, В. А. Лебедев, С. В. Новиков // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. – 2016. – Т. 4. – № 1. – С. 16-26.
111. Сараев, Ю. Н. Особенности разработки электротехнологических процессов сварки и наплавки на основе алгоритмов адаптивного импульсного управления энергетическими параметрами режима / Ю. Н. Сараев // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. – 2015. – Т. 3. – № 3. – С. 3-11.
112. Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования. (РТМ-1с) : (РД 153-34.1-003-01) : утверждены Минэнерго России 02.07.2001 – М.: ПИО БТ, 2001. – 465 с.
113. Семашко, Н.А. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении / Н.А. Семашко, В.И. Шпорт, Б.Н. Марьин, и др. – М.: Машиностроение, 2002. – 240 с.

114. Семенова, И.В. Коррозия и защита от коррозии/ И.В. Семенова, Г.М. Флорианович, А.В. Хорошилов. - М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. - 416 с.
115. Сергеев, Н.Н. О взаимодействии водорода с дефектами кристаллической решетки в металлах и сплавах / Н.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов // Известия ТулГУ. Технические науки. 2017. №4. – С. 131-140.
116. Сергеев, Н.Н. Физико-механические и коррозионные свойства металлических материалов, эксплуатируемых в агрессивных средах / Н.Н. Сергеев [и др.] – М.; Вологда: Инфра-инженерия, 2020. -556 с.
117. Сергеева, Т.К. Испытание трубных сталей методом «стресс-теста» / Т.К. Сергеева, Э.Л. Вольский, А.Г. Мазепа, Н.И. Волгина // Газовая промышленность. – 1998. – № 7. – С. 57-59.
118. Серьезнов, А.Н. Акустико-эмиссионный контроль дефектов сварки / А.Н. Серьезнов, Л.Н. Степанова, С.И. Кабанов, и др. – Новосибирск: Наука, 2018. – 272 с.
119. Скальский, В. Р. Водородная деградация стали 12Х1МФ и ее оценка методом акустической эмиссии / В. Р. Скальский, Д. В. Рудаковский, Т. В. Селивончик // Дефектоскопия. – 2009. – № 9. – С. 56-69.
120. Смирнов, А.Н. Акустическая эмиссия при различных степенях деформации и способах сварки стали СтЗсп / А.Н. Смирнов, Е.А. Ожиганов // Вестник КузГТУ. – 2014. – № 6 – С. 68-72.
121. Смирнов, А.Н. Анализ методик проведения испытаний оборудования работающего под давлением (краткий обзор) / А.Н. Смирнов, Е.А. Ожиганов, Д.Н. Бакланов, А.Г. Кузнецов, Г.Г. Кузнецов // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2015. – № 2 (108). – С. 101-106.
122. Смирнов, А.Н. Влияние дефектов на структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях углеродистых сталей при деформировании / А.Н. Смирнов, Е.А. Ожиганов, В.Л. Князьков [и др.] // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2016. – № 3(115). – С. 97-104.

123. Смирнов, А.Н. Влияние длительных температурно-силовых воздействий на структурно-фазовое состояние сварного шва в стали 12Н18Н10Т / А.Н. Смирнов, Н.А. Попова, Н.В. Абабков, Е.Л. Никоненко, Е.А. Ожиганов, Н.А. Конева // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. - 2018. - Т. 15, № 3. - С. 434-441.

124. Смирнов, А.Н. Влияние длительных температурно-силовых воздействий на структурно-фазовое состояние сварного шва в стали СтЗсп / А.Н. Смирнов, Э.В. Козлов, Н.В. Абабков, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Е.А. Ожиганов, Н.А. Конева // В сборнике: *Перспективные материалы в технике и строительстве: ПМТС 2015. Материалы II Всероссийской научной конференции молодых ученых с международным участие – Томск. – 2015. – С. 52-55.*

125. Смирнов, А.Н. Влияние режимов сварки углеродистых сталей на амплитуду полей внутренних напряжений и структурно-фазовое состояние в зоне термического влияния / А.Н. Смирнов, Э.В. Козлов, В.Л. Князьков, Н.В. Абабков, Е.А. Ожиганов // *Деформация и разрушение материалов*. – 2017. – № 6 – С. 28-33.

126. Смирнов, А.Н. Влияние способа сварки на структурно-фазовое состояние зоны термического влияния сварного соединения стали 09Г2С / А.Н. Смирнов, Н.В. Абабков, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Е.А. Ожиганов, М.П. Калашников, Н.А. Конева – В кн.: *Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс: сборник трудов, посвященный 70-летию доктора технических наук, профессора А.Н. Смирнова*. – Кемерово: КузГТУ, 2017. – С. 266-276.

127. Смирнов, А.Н. Влияние способа сварки на структурно-фазовое состояние сварного шва стали 09Г2С / А.Н. Смирнов, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Е.А. Ожиганов, Н.В. Абабков, Н.А. Конева // *Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении (ТЭК-2017) сборник трудов Международной научно-практической конференции* . – Кемерово. 2017. – С. 152-159.

128. Смирнов, А.Н. Влияние степени деформации сварных соединений углеродистых сталей на структурно-фазовое состояние и поля внутренних

напряжений / А.Н. Смирнов, Э.В. Козлов, Е.А. Ожиганов, Н.В. Абабков, В.Л. Князьков // Сварка и диагностика. – 2016. – № 3. – С. 25-28.

129. Смирнов, А.Н. Диагностирование технических устройств опасных производственных объектов / А.Н. Смирнов, Б.Л. Герике, В.В. Муравьев – Новосибирск: Наука, 2003. – 244 с.

130. Смирнов, А.Н. Зависимость локальных деформаций и полей внутренних напряжений от способа сварки конструкционной стали ВСтЗсп. 1. Влияние способа сварки на механические характеристики и параметры акустической эмиссии стали ВСтЗсп / А.Н. Смирнов, В.И. Данилов, Е.А. Ожиганов, В.В. Горбатенко, В.В. Муравьев // Дефектоскопия. – 2015. – № 11. – С. 59-67.

131. Смирнов, А.Н. Испытания оборудования, работающего под давлением на опасных производственных объектах / А.Н. Смирнов, Е.А. Ожиганов, Д.Н. Бакланов, А.Г. Субботин, Н.А. Ощепков // Технадзор. – 2015. – № 10 (107). – С. 72-75.

132. Смирнов, А.Н. Металловедение сварки и дефекты металла / А.Н. Смирнов. – Кемерово: ГУ КузГТУ, 2008. - 148 с.

133. Смирнов, А.Н. Неразрушающие и разрушающие испытания сварных соединений при техническом диагностировании / А.Н. Смирнов. – Кемерово: Сибирская издательская группа, 2022. – 221 с.

134. Смирнов, А.Н. Особенности упругопластического перехода в сварных соединениях стали 09Г2С, выполненных дуговой сваркой при различных режимах тепловложения / А.Н. Смирнов, Н.В. Абабков, Е.А. Ожиганов, В.И. Данилов, Д.В. Орлова, Н.А. Конева // Сварка и диагностика. – № 4. – 2017. – С. 15-20.

135. Смирнов, А.Н. Оценка напряженно-деформированного состояния сварных соединений углеродистых сталей после различных режимов тепловложения акустическим методом / А.Н. Смирнов, В.Л. Князьков, Н.В. Абабков, Е.А. Ожиганов, Н.А. Конева, Н.А. Попова // Дефектоскопия. – 2018. – № 1. – С. 40-46.

136. Смирнов, А.Н. Повреждаемость сварных соединений спектрально-акустический метод контроля / А.Н. Смирнов, Н.А. Конева, С.В. Фольмер, Н.А. Попова, Э.В. Козлов. – М.: Машиностроение, 2009. – 240 с.

137. Смирнов, А.Н. Сварка модулированным током. Структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях конструкционных сталей / А.Н. Смирнов, А.Ф. Князьков, В.Л. Князьков, Н.А. Конева, Е.А. Ожиганов, Н.В. Абабков, В.И. Данилов, Н.А. Попова – М.: Инновационное машиностроение; Кемерово: Сибирская издательская группа. 2017. – 328 с.

138. Смирнов, А.Н.. Формирование структурно-фазового состояния в сварном шве при деформации / А.Н. Смирнов, Н.А. Попова, Е.А. Ожиганов, Е.Л. Никоненко, Н.В. Абабков, М.П. Калашников, Н.А.Конева – В кн.: Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс сборник научных трудов, посвященный 70-летию доктора технических наук, профессора А. Н. Смирнова. – Кемерово: КузГТУ, 2017. – С. 153-166.

139. СП 411.1325800.2018. Трубопроводы магистральные и промышленные для нефти и газа. Испытания перед сдачей построенных объектов : издание официальное: утвержден приказом Федерального агентства по строительству и жилищно-коммунальному хозяйству Российской Федерации от 04.09.2018 № 556/пр : дата введения 05.03.2019 - М.: Стандартиформ, 2019. – 42 с.

140. Стрижало В.А. Прочность и акустическая эмиссия материалов и элементов конструкций / В.А. Стрижало, Ю.В. Добровольский, В.А. Стрельченко и др. – Киев.: Наук. думка, 1990. – 232 с.

141. Степанова, Л.Н. Связь спектра сигналов АЭ с процессом усталостного развития трещин в металлических образцах / Л.Н. Степанова, А.Н. Серьезнов, В.В. Муравьев // Контроль. Диагностика. – 1999. – № 2. – С. 5-8.

142. Строительство магистральных и промышленных трубопроводов. Контроль качества и приемка работ. Часть I (с Изменением №1) : (ВСН 012-88) : официальное издание : утверждены приказом Миннефтегазстроя № 375 от 27.12.1988 : введены в действие 01.01.1989. – М.: ВНИИСТ, 1989. – 63 с.

143. Струнин, Б.Н. О распределение внутренних напряжений при случайном расположении дислокаций / Б.Н. Струнин // ФТТ. – 1967. – Т. 9. – № 3. – С. 805-812.

144. Сыромятникова, А. С. Расчетно-экспериментальная оценка прочностных свойств металла длительно эксплуатируемого газопровода / А. С. Сыромятникова, Е. М. Гуляева, К. И. Алексеева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2016. – № 8(734). – С. 61-65.

145. Теплякова, Л.А. Закономерности пластической деформации стали со структурой отпущенного мартенсита / Л.А. Теплякова, Л.Н. Игнатенко, Н.Ф. Касаткина, и др. – В кн.: Пластическая деформация сплавов. Структурно-неоднородные материалы. – Томск: ТГУ, 1987. – С. 26-51.

146. Технический отчет «Исследования металла поврежденного стыкового сварного соединения труб Ø530×8 коллектора 18 атм. ТГ-13 1-я нитка, рег № 1694, АО «Ново-Кемеровская ТЭЦ» // Общество с ограниченной ответственностью «Кузбасский Центр Сварки и Контроля». Кемерово, 2017. – 11 с.

147. Топилин, А.В. Испытания на прочность магистральных газопроводов методом «стресс-теста» / А.В. Топилин и др. // Oil & Gas Journal Russia – 2013. – № 11.

148. Турчин, В.Н. Теория вероятностей и математическая статистика. Учебник для студентов высших учебных заведений / В.Н. Турчин. – Днепр: Издательство «Лира», 2019. – 648 с.

149. Углов, А.Л. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации / А.Л. Углов, В.И. Ерофеев, А.Н. Смирнов. – М.: Наука, 2009. – 280 с.

150. Фарбер, В.М. Деформационное старение в сталях / В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, В.А. Хотинков, О. Н. Полухина. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2018. — 72 с.

151. Федеральная служба по экологическому, технологическому и атомному надзору. Годовой отчет о деятельности федеральной службы по экологическому, технологическому и атомному надзору в 2017 году //

РОСТЕХНАДЗОР. 2018. URL: [http://www.gosnadzor.ru/public/annual\\_reports/](http://www.gosnadzor.ru/public/annual_reports/) (дата обращения: 10.05.2020).

152. Федеральная служба по экологическому, технологическому и атомному надзору. Годовой отчет о деятельности федеральной службы по экологическому, технологическому и атомному надзору в 2018 году // РОСТЕХНАДЗОР. 2019. URL: [http://www.gosnadzor.ru/public/annual\\_reports/](http://www.gosnadzor.ru/public/annual_reports/) (дата обращения: 01.05.2020).

153. Федеральная служба по экологическому, технологическому и атомному надзору. О деятельности федеральной службы по экологическому, технологическому и атомному надзору в 2019 году // РОСТЕХНАДЗОР. 2020. URL: [http://www.gosnadzor.ru/public/annual\\_reports/](http://www.gosnadzor.ru/public/annual_reports/) (дата обращения: 08.02.2021).

154. Федеральные нормы и правила в области промышленной безопасности «Правила промышленной безопасности опасных производственных объектов, на которых используется оборудование, работающее под избыточным давлением» (с изменениями на 12 декабря 2017 года).

155. Федосьев, В.И. Сопротивление материалов: учебник для вузов / В.И. Федосьев. – М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. – 542 с.

156. Фихтенгольц, Г.М. Основы математического анализа / Г.М. Фихтенгольц, – М.: Наука, 1968. – Т. 1. – 440 с.

157. Хабиббулин, М.Я. Теоретическое обоснование оптимальных параметров гидравлических испытаний промысловых трубопроводов / М.Я. Хабиббулин // Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. – 2019. – № 2 (118). – С. 118-124.

158. Ханжин, В.Г. Количественная информация о процессах разрушения, получаемая при акустической эмиссии / В.Г. Ханжин, М.А. Штремель // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 5 (647). – С. 53-59.

159. Хирш, П. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

160. Хисматулин, Е.Р. Сосуды и трубопроводы высокого давления: Справочник / Е.Р. Хисматулин, Е.М. Королев, В.И. Лившиц и др. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.

161. Черепанов, А.П. Анализ преимуществ и недостатков современных методов прогнозирования ресурса технических устройств / А.П. Черепанов // Вестник АНГТУ. – 2019. – №13. – С. 90-101.

162. Чуканов, А.Н. Роль водорода в деградации и деструкции малоуглеродистых сталей / А.Н. Чуканов, А.А. Яковенко // Известия ТулГУ. Естественные науки. 2012. №1-1. С. 211-218.

163. Чукчалов, М. В. Влияние степени упрочнения трубных сталей на их подверженность стресс-коррозии / М. В. Чукчалов, А. Г. Гареев // Транспорт и хранение нефтепродуктов и углеводородного сырья. – 2014. – № 1. – С. 8-11.

164. Чукчалов, М.В. Исследование гидродинамики испытаний газопроводов методом «стресс-теста» / М.В. Чукчалов, В.Г. Дубинский // Транспорт и хранение нефтепродуктов и углеводородного сырья. – 2013. – № 3. – С. 13-19.

165. Чукчалов, М.В. К вопросу о применении технологии испытания газопроводов методом «стресс-теста» для торможения дефектов КРН (обзор зарубежного опыта) / М.В. Чукчалов // Транспорт и хранение нефтепродуктов и углеводородного сырья. – 2013. – № 2. – С. 5-7.

166. Чукчалов, М.В. Оценка влияния «стресс-теста» на механические свойства и сопротивление растрескиванию трубной стали контролируемой прокатки / М.В. Чукчалов, В.Г. Дубинский // Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. – 2014. – № 1 (95). – С. 93-101.

167. Чукчалов, М.В. Разработка методов выявления, торможения и предотвращения коррозионного растрескивания под напряжением на магистральных газопроводах : 25.00.19 «Строительство и эксплуатация нефтегазопроводов, баз и хранилищ» : диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук / Чукчалов Михаил Владимирович ; ООО «Газпром трансгаз Уфа». – Уфа. 2015. – 364 с.

168. Чучкалов, М.В. Теория и практика борьбы с коррозионным растрескиванием под напряжением на магистральных газопроводах / М.В. Чучкалов - М.: МАКС Пресс, 2016. - 336 с.

169. Шабанов, В.А. Оценка ресурса дефектных труб линейной части магистрального газопровода на стенде методом стресс-теста/ В.А. Шабанов, А.Г. Щербаков // Газовая промышленность. – 2018. – № 5 (768). – С. 78-83.

170. Шашкова, Л. В. Синергетический закон повреждаемости металлов и сплавов водородом / Л. В. Шашкова // МНИЖ. 2013. №7-2 (14). С. 106-113.

171. Шашкова, Л.В. Фрактально-синергетические аспекты локальной микроповреждаемости и разрушения диффузионно-активированной водородом стали : специальность 01.04.07 «Физика конденсированного состояния» : диссертация на соискание ученой степени доктора физико-математических наук / Шашкова Лидия Владимировна ; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Оренбургский государственный университет» - Москва, 2014. - 336 с.

172. Шнеерсон, В. Я. К классификации периодических структур сварных швов, образованных при сварке металлов плавлением / В. Я. Шнеерсон // Электронно-лучевая сварка и смежные технологии : Материалы Третьей международной конференции, Москва, 12–15 ноября 2019 года / Под редакцией В. К. Драгунова. – М.: Издательство ФГБОУ ВПО "НИУ "МЭИ", 2020. – С. 169-192.

173. Шнеерсон, В. Я. Формирование слоистой структуры сварного шва при сварке металлов плавлением / В. Я. Шнеерсон // Сварка и диагностика. – 2013. – № 4. – С. 16-23.

174. Штремель, М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация / М.А. Штремель – М.: МИСИС. – 1997. – 527 с.

175. Яковлев, Ю.А. Модели влияния водорода на механические свойства металлов и сплавов / Ю.А. Яковлев, В.А. Полянский, Ю.С. Седова, А.К. Беляев // Вестник ПНИПУ. Механика. 2020. №3. – С. 136-160.

176. ASME B31.4-2019. Pipeline Transportation Systems for Liquids and Slurries.

177. ASME B31.8-2020. Gas Transmission and Distribution Piping Systems.
178. Barsoum, F. Acoustic Emission Monitoring and Fatigue Life Prediction in Axially Loaded Notched Steel Specimens / F. Barsoum, J. Suleman, A. Korcak, E. Hill // *Journal of Acoustic Emission*. – 2009. – Vol. 27. – P. 40-63.
179. Chen, P.C. Applied Mechanics and Materials / P.C. Chen, H. Zhang, H.J. Wang // *Studies on Maximum Hydrostatic Testing Pressure for New Pipeline*. – 2011. – pp. 117–119, 162–166.
180. CSA-Z662-19. Oil and Gas Pipeline Systems.
181. Dayal, R.K. Hydrogen embrittlement in power plant steels / R.K. Dayal, N. Parvathavarthini // *Sadhana*. 2003. V. 28. P. 431-451.
182. Delbeck, W. Auswirkung des Stresstests auf spannungsriickkorrosionsgeschuendigte Leitungsbauteile / W. Delbeck, A. Engel, Z. Knocinski, D. Müller // *GAS-Erdgas*. – 1993. – № 5 (134). – P. 263-271.
183. DEP 31.40.40.38-Gen. Hydrostatic pressure testing of new pipelines.
184. Gottstein, G. Physical Foundations of Materials Science / G. Gottstein – Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2004. – 554 p.
185. Günther, C. Approach and experiences regarding the rehabilitation of stress-corroded pipelines by the stress test / C. Günther, U. Marewski, M. Steiner // *Вести газовой науки*. – 2019. – № 3 (40). – С. 98-103.
186. Hopkins, P. High design factor pipelines: integrity issues / P. Hopkins // *The Journal of Pipeline Integrity*. – 2005. – pp. 62-97.
187. IGE/TD/1 Edition 5 – Steel pipelines for high pressure gas transmission.
188. Jax, P. Schallemission bei plastischer Verforming von Metallen / P. Jax // *Schallemission Anwendung bei Untersuchung. Prüfung und Überwachung metallischer Werkstoffe*. Frankfurt am Main: Dtsch. Ges. Metallk. – 1974. – S. 59-117.
189. Smirnov, A. Influence of Deformation on Structural-Phase State of Weld Material in St3 Steel. / A. Smirnov, E. Kozlov, N. Ababkov, N. Popova, E. Nikonenko, Y. Ozhiganov, N. Zboykova, N. Koneva // *Advanced Materials in Technology and Construction (AMTC-2015)* – 2015. – P. 020006.

190. Smirnov, A. The structure and phase composition of welded joint after deformation / A. Smirnov, N. Popova, E. Ozhiganov, E. Nikonenko, N. Ababkov, M. Kalashnikov, N. Koneva, E. Kozlov // Proceedings of the III International Young Researchers Conference «Youth, Science, Solutions: Ideas and Prospects» (YSSIP-2016). – 2017. – P. 030003.

191. Smirnov, A. Welded Joint Structure and Phase Composition Modified by Plastic Deformation / A. Smirnov, N. Ababkov, Y. Ozhiganov, E. Kozlov, N. Popova, E. Nikonenko, N. Koneva // International Conference on Mechanical Engineering, Automation and Control Systems (MEACS-2015). – 2015. – pp. 1-5.

192. Student, O.Z. Accelerated method of hydrogen degradation of structural steels. / O.Z. Student - Физико-химическая механика материалов. - 1998. № 4, С. 45-52.

193. Vd TÜV – Merkblatt Rohrleitungen 1060. Richtlinien für Durchführung des Strebtest.

194. Wei, R.P. Fracture mechanics and surface chemistry investigations of environment-assisted crack growth / R.P. Wei, K. Klier, G.W. Simmons, Y.T. Chou // Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking, R.Gibala and R.F.Hehemann (ed.). ASM. 1995. P. 103-133.

195. Xs-A and MXs-A Series Oscilloscopes. Getting Started Manual. / LeCroy WaveSurfer® – LeCroy Corporation, 2009. – 118 p.

196. Zuev, L.B. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses / L.B. Zuev, V.V. Gorbatenko, K.V. Pavlichev // Measurement Science and Technology. – 2010. – Vol. 21. – №. 5. – pp. 1-5.

Закрытое акционерное общество  
**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЦЕНТР**  
**«ЭКСПЕРТИЗА»**

650000, г. Кемерово, пр. Советский, 60, корп. Б1, оф. 215, тел. (3842) 58-18-48, факс (3842) 36-50-28  
Р/с 40702810726000102003 в Кемеровском отделении № 8615 ПАО Сбербанк  
К/с 30101810200000000612 БИК 043207612  
ИНН 4205098202 КПП 420501001 ОГРН 1064205000023 ОКПО 93126811

Исх. № 49  
от «11» 04 2022 г.

об использовании результатов диссертационной работы Е.А. Ожиганова  
«Физическая природа деградации механических свойств и структурно-  
фазовых состояний сварных соединений трубопроводов из углеродистых и  
низколегированных сталей»

Результаты диссертационной работы были использованы при  
техническом диагностировании подземного участка теплотрассы в г.  
Ленинск-Кузнецкий.

В рамках работы рассчитаны критическое давление испытаний,  
проведена локализация и анализ сигналов акустической эмиссии (по  
четырёхпараметрическому трехуровневому критерию определения стадии  
пластической деформации). Выявлены локальные участки трубопровода со  
значительным утонением стенки. В результате комплекса мероприятий по  
техническому диагностированию было принято решение о замене аварийных  
участков трубопровода.

Предложенные решения позволили снизить себестоимость  
технического диагностирования на 315 руб. за погонный метр подземного  
трубопровода из-за отсутствия в необходимости раскопки шурфов, и как  
следствие, позволили снизить затраты времени на подготовку к  
отопительному сезону.

Начальник лаборатории  
неразрушающего контроля



С.В. Нечаев



ООО «СИБНЕФТЬСЕРВИС»  
 ИНН 4205373995  
 Юридический адрес: 650056, Кемеровская область,  
 г. Кемерово, пр. Химиков 15 оф. 159  
 Фактический адрес: 650517 Кемеровская область,  
 Кемеровский район, д. Сухово, ул. Альпийская д. 2 оф. 6  
 тел.: 89069852426; e-mail: sibns-18@mail.ru

Об использовании результатов диссертационной работы Е.А. Ожиганова  
 «Физическая природа деградации механических свойств и структурно-фазовых  
 состояний сварных соединений трубопроводов из углеродистых и  
 низколегированных сталей»

Результаты диссертационной работы были применены при испытании после монтажа технологических трубопроводов ООО «Сибнефтьсервис».

В рамках работы были рассчитаны параметры испытательного давления для устранения овальности труб  $\varnothing 108 \times 4$  мм – 20,77 МПа,  $\varnothing 159 \times 6$  мм – 20,4 МПа,  $\varnothing 219 \times 8$  мм – 19,77 МПа из конструкционной стали марки 09Г2С.

Предложенные решения позволили рационально использовать часть отбракованного по результатам входного контроля трубопровода, а также внедрить новые для предприятия методы неразрушающего контроля. Экономический эффект от внедрения составил 51,89 рублей за погонный метр смонтированного трубопровода. Суммарный годовой экономический эффект, обусловленный экономией материальных и экономических ресурсов, оценивается в 0,6 млн. рублей в год.

Главный инженер



Ю.В. Осипенко

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе КузГТУ

к.э.н., доцент Н. В. Кудреватых



«27» 04 2022г.

## СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы Е.А. Ожиганова  
«Физическая природа деградации механических свойств и структурно-фазовых  
состояний сварных соединений трубопроводов из углеродистых и  
низколегированных сталей»

Результаты работы были использованы в учебном процессе ФГБОУ ВО  
«Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева»  
при преподавании дисциплин направления «Машиностроение»:

1. профилей «Оборудование и технология сварочного производства» и  
«Реновация оборудования топливно-энергетического комплекса»: «Основы  
физики и механики разрушения», «Теоретические основы диагностики»,  
Контроль качества сварных соединений», «Контроль качества наплавки и  
напыления».

2. профиля «Сварка и родственные технологии»: «Теоретические основы  
надежности и ресурса сварных конструкций» и «Основы диагностики сварных  
конструкций»

И. о. директора ИИТМА

В.Л. Жданов

Зав. каф. Технология  
машиностроения

А.А. Клепцов