

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова»

на правах рукописи



ПОЖИДАЕВА ЕВГЕНИЯ БОРИСОВНА

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА
ВЫСОКОПРОЧНОГО ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА
ДЛЯ ТРУБОПРОВОДОВ, РАБОТАЮЩИХ
В УСЛОВИЯХ ПОВЫШЕННОЙ СЕЙСМИЧНОСТИ**

Специальность 05.16.05
Обработка металлов давлением

Диссертация
на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
Чикишев Денис Николаевич
кандидат технических наук,
доцент

Магнитогорск
2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	4
1 Современное состояние производства магистральных трубопроводов.....	14
1.1 Развитие дефектов в трубах большого диаметра при различных воздействиях.....	14
1.1.1 Методики предотвращения распространения лавинообразной трещины в трубах большого диаметра.....	19
1.1.2 Влияние обработки поверхности на усталостные характеристики и разрушение.....	21
1.2 Современные методы испытаний материалов магистральных нефтегазопроводов.....	25
1.2.1 Оценка трещиностойкости при помощи метода конечных элементов	25
1.2.2 Оценка трещиностойкости по твёрдости составляющих микроструктуры.....	34
1.3 Факторы, влияющие на ликвационную неоднородность.....	35
1.4 Современная концепция разработки сталей для труб большого диаметра с повышенным комплексом механических свойств.....	41
1.5 Выводы по главе.....	47
2 Разработка математической модели процесса толстолистовой прокатки с дефектом ликвационная полоса.....	50
2.1 Постановка задачи планированного эксперимента.....	51
2.2 Начальные и граничные условия моделирования.....	54
2.3 Выбор плана эксперимента.....	58
2.4 Моделирование процесса толстолистовой прокатки.....	60
2.5 Обработка результатов моделирования.....	65
2.6 Анализ результатов моделирования.....	70
2.7 Выводы по главе.....	76
3 Исследования механических свойств толстолистового проката.....	79
3.1 Исследование трещиностойкости при статическом нагружении на полнотолщинных образцах.....	79
3.1.1 Изготовление образцов.....	80
3.1.2 Методика исследования.....	82
3.1.3 Вычисление критических значений коэффициентов интенсивности напряжений.....	84
3.1.4 Вычисление раскрытия трещины.....	86
3.1.5 Вычисление критических значений J_c	86
3.1.6 Выводы.....	90
3.2 Поперечный изгиб при вращении.....	91
3.2.1 Подготовка оборудования и материалов для испытаний на поперечный изгиб при вращении.....	92
3.2.2 Методика проведения испытаний цилиндрических образцов на поперечный изгиб при вращении.....	95
3.2.3 Определение начальных и граничных условий испытаний.....	95
3.2.4 Проведение испытаний на изгиб при вращении.....	97

3.2.5	Выводы	104
3.3	Оценка микроструктуры образцов.....	104
3.4	Влияние химического состава на структуру и механические свойства стали 108	
3.5	Выводы	110
4	Реализация исследований и вопросы практического применения технологий 112	
4.1	Алгоритм поиска решения разработки технологии производства высокопрочного толстолистового проката.....	114
4.2	Определение схемы прокатки, оптимальной для производства труб большого диаметра.....	122
4.3	Совершенствования технологии на примере стали категории прочности К60 125	
4.4	Лабораторные и промышленные испытания	130
	Заключение	133
	Список сокращений и наименований.....	135
	Список литературы	137
	ПРИЛОЖЕНИЕ №1 Поверхности отклика регрессионных зависимостей в разных точках плана эксперимента	160
	ПРИЛОЖЕНИЕ №2 Статистический анализ	178
	ПРИЛОЖЕНИЕ №3 Акты внедрения	184

ВВЕДЕНИЕ

По данным информационного агентства «Металл Эксперт», добыча газа в 2019 году увеличилась на 1,9%, добыча нефти – 0,9% в годовом сопоставлении. Производство труб большого диаметра (ТБД) в 2019 году увеличилось на 3,1%, до 8,4 млн т. Заметное увеличение наблюдалось в сегменте производства труб большого диаметра (ТБД) – до 3,0 млн т (+11,2%), а также в сегменте труб общего назначения – до 1,1 млн т (+1,3%). ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ПАО «ММК») в 2019 году выполнил поставку металлопроката для ТБД в объёме 2,564 млн т (+27% относительно 2018 года) [1].

Транспортировка сырой нефти увеличилась на 11,3%, а за последние 5 лет объем поставок по магистральным трубопроводам увеличился на 19,4%, что составляет почти 1,4 миллиарда баррелей. Поставленные почти 15 миллиардов баррелей также включают нефтепродукты, которые выросли на 0,4% по сравнению с 2012 годом и на 1,2% за последние 5 лет [2], [3].

В России более 50% магистральных газопроводов укомплектованы трубами диаметром 1420, 1220, 1020 мм, а остальная часть – трубами диаметром менее 1000 мм. Современные трубы большого диаметра, предназначенные для транспортировки углеводорода, – это высоконагруженные сварные конструкции, которые эксплуатируют в экстремальных условиях под действием высокого внутреннего давления и периодических его перепадов, связанных с работой насосных станций. На эксплуатацию ТБД также влияют неблагоприятные условия: низкая температура окружающей среды, общая и стресс-коррозия, сейсмоактивность и движение горных пород.

Было предпринято много усилий с целью разработки и применения стали для трубопроводов более высокого класса прочности помимо широко используемых К52-К60. Однако несмотря на наличие промышленных возможностей изготавливать стали более высокой категории прочности, их применение ограничено в данный момент. В настоящее время стали категории прочности Х100-Х120 используют только на тестовом участке трубопровода в США. Ограничение использования данной категории прочности связано в том числе со сложностью

исследования и адекватной оценкой трещиностойкости данного типа сталей, а также с себестоимостью [4].

Современной тенденцией в области разработки сталей является проектирование трубопровода в соответствии с концепцией «расчёт трубопровода на основе деформации», т.е. проектирование и разработка сталей исходя из региона, в котором будут эксплуатировать ТБД. Однако нередко возникают ситуации, когда необходимо совмещение нескольких свойств вследствие тяжёлых условий эксплуатации, к примеру: среда с повышенной влажностью и пониженными температурами требует разработки коррозионностойкой и хладостойкой стали. В средах с повышенной сейсмической активностью и вечномерзлотных регионах существует высокая вероятность большой пластической деформации вследствие движения грунта.

К сталям для производства ТБД предъявляют требования к сочетанию характеристики деформируемости (высокой способности к деформационному упрочнению) и высокой прочности. Известно, что двухфазные микроструктуры, состоящие из твёрдой и мягкой фаз, имеют более высокую твёрдость по сравнению с однофазными структурами [5], для трубопроводов с высокой деформируемостью широко рассматривались два типа микроструктур стали: ферритно-бейнитную и бейнитно-мартенситную. [2], [6], [7], [8], [9], [10], [11].

Одной из наиболее важных задач трубопроводного транспорта углеводородов является обеспечение его надёжной и безопасной эксплуатации путём сокращения риска возникновения аварийных ситуаций.

Как показывает анализ результатов диагностики труб, количество металлургических дефектов, а именно расслоений составляет более 20 % от общего числа выявленных опасных дефектов. Одной из главных причин данного дефекта является ликвационная полоса (ЛП).

Установлено, что ЛП является причиной снижения трещиностойкости и развития лавинообразного разрушения. Данные показатели являются наиболее значимыми в разработке сталей, эксплуатируемых в сейсмоактивных регионах.

Одним из перспективных направлений разработки сталей для ТБД является совмещение перспективных концепций проектирования (концепция предупреждения разрушения, «расчёт трубопровода на основе деформации» и концепция интегрированной инженерии вычислительных материалов» (ИСМЕ) для получения эффективных необходимых и достаточных результатов в разработке. Для реализации данных концепций в рамках расширения сортамента стали, пригодной для эксплуатации в сейсмоактивных регионах, необходимо решить задачи обоснованного выбора режимов термомодеформационной обработки и корректирования композиции микролегирующих элементов на основе адекватной оценки трещиностойкости материала.

Значимость результатов диссертационного исследования подтверждается успешным выполнением госбюджетных работ: государственного задания на выполнение НИР №010201460204 от 01.02.2014 г., а также выполнение работ по программе УМНИК (Фонд содействия инновациям, г. Санкт-Петербург, договор №15821ГУ/2020).

Диссертационная работа является прикладным исследованием в области обработки металлов давлением, применение результатов которого позволяет совершенствовать технологию производства высокопрочного толстолистового проката с повышенным комплексом механических характеристик, таких как трещиностойкость, а также с пониженным баллом полосчатости для ТБД, эксплуатируемых в сейсмоактивных регионах. Результаты работы приняты к внедрению в ПАО «ММК». Экономический эффект составил 5,3 млн руб.

Совершенствование технологии производства высокопрочного толстолистового проката с повышенным комплексом механических характеристик, таких как трещиностойкость, а также с пониженным баллом полосчатости достигается благодаря комплексному решению: оценка механических свойств проката (трещиностойкость на полнотолщинных образцах и исследования малоциклового усталости со спектром нагружения, близким к спектру сейсмоактивных регионов) и непосредственная разработка материалов, включающая в рамках данной работы создание алгоритма, позволяющего выбрать

корректные режимы обработки металлов давлением на основе математического моделирования, численного эксперимента технологического процесса и статистического анализа данных.

Степень разработанности темы исследования

Большой вклад в развитие научных основ разрушения трубных сталей внесли Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М., Форсюз П., Сузуки Н., Ишикава Н. и др. Развитием научных основ разработки новых марок сталей, изучением влияния отдельных химических элементов и технологических воздействий на качество толстолистовой стали занимались Морозов Ю.Д., Матросов Ю.И., Эфрон Л.И., Мазур И.П., Чикишев Д.Н., Салганик В.М., Румянцев М.И., Мунтин А.В., Колесникова А.Г., Ли Л., Нафиси С. и др. Изучали влияние ликвационной полосы, структурную неоднородность, полосчатость Радионова И.Г., Настич С.Ю., Казаков А.А., Муфтахов М.Х., Худяков М.А., Бердин В.К., Дуб А.В., Морозова Т.В., Завалищин А.Н. и др. Исследовали механические свойства сталей и разрабатывали новые методы испытаний Струин А.О., Пышминцев И.Ю. Бирдегулов Л.Р, Антонов М.И., Ань Т., Чжан Ш., Филин В.Ю., Артемьев Д.М. и др.

Цель работы – получение толстолистового проката из микролегированной стали с комплексом свойств, обеспечивающих соответствие эксплуатационных характеристик магистральных трубопроводов особенностям работы в зонах повышенной сейсмичности.

Для достижения поставленной цели были решены следующие научно-технологические задачи:

1. Изучить причинно-следственные связи факторов и характеристик разрушения труб большого диаметра, которые эксплуатируют в качестве нефтегазопроводов в сейсмоактивных регионах.

2. Выбрать химические композиции микролегированных сталей по критериям трещиностойкости, прочности, пластичности и выносливости при циклических нагрузках, близких по спектру к нагрузкам в сейсмоактивных регионах.

3. Разработать математические модели эволюции структуры и напряженно-деформированного состояния металла в процессе горячей толстолистовой прокатки при наличии ликвационной неоднородности, использованные для определения рациональных режимов термомеханической обработки.

4. Определить критерии соответствия ТЛП условиям эксплуатации ТБД в сейсмоактивных районах, в частности требуемый уровень трещиностойкости при действии циклических нагрузок.

5. Разработать режимы термомеханической прокатки толстых листов для труб большого диаметра, свойства которых удовлетворяют условиям эксплуатации магистрального нефтегазопроводов в сейсмоактивных регионах.

Научная новизна и теоретическая значимость диссертационной работы:

1. Разработана математическая конечно-элементная модель процесса горячей прокатки толстого листа, которая позволяет анализировать напряженно-деформированное состояние металла с учётом наличия осевой ликвационной неоднородности толщиной менее 1% толщины сляба.

2. Алгоритм совершенствования технологии производства толстолистового проката для труб большого диаметра с применением совокупности интегрированных критериев дополнен определением балла полосчатости, а также оцениванием трещиностойкости по полнотолщинным образцам и методом поперечного изгиба с вращением, что позволяет уточнить режимы термомеханической прокатки листов из микролегированной стали с учётом фактического содержания микролегирующих элементов.

3. Определены температурно-деформационные и скоростные режимы термомеханической прокатки толстых листов, обеспечивающие их пригодность для изготовления трубопроводов, эксплуатируемых в регионах с сейсмической активностью.

4. Усовершенствованы способы оценки механических свойств толстых листов из высокопрочной стали по критерию трещиностойкости, позволившие разработать технологию производства толстого листа для труб большого диаметра, эксплуатируемых в сейсмоактивных регионах.

Практическая значимость

1. Внедрён метод трёхточечного изгиба полнотолщинных образцов для оценивания статической трещиностойкости толстых листов, который в отличие от стандартизованного метода позволяет учесть влияние полосчатости на трещиностойкость проката.

2. Метод испытаний поперечного изгиба с вращением для оценивания динамической трещиностойкости толстолиствого проката позволяет повысить точность оценки его соответствия требованиям к ТБД, работающим в условиях повышенной сейсмичности.

3. Уточнены требования к химической композиции стали для изготовления толстолиствого проката класса прочности К60, применяемого при производстве ТБД, эксплуатируемых в условиях повышенной сейсмичности.

4. Разработана технология производства ТЛП класса прочности К60 с уточнённым содержанием микролегирующих элементов, которая обеспечила минимизацию балла полосчатости, улучшение механических свойств, а также статической и динамической трещиностойкости листов для ТБД, предназначенных для магистралей нефтегазопроводов, эксплуатируемых в сейсмоактивных регионах.

5. Результаты диссертационной работы были получены по итогам успешного выполнения НИОКР «Разработка и внедрение в ПАО «ММК» методики оценки ликвационных полос в листовом прокате и выработка рекомендаций по совершенствованию сквозной технологии производства с целью минимизации ликвационных полос в готовом прокате» по договору № 229991, а также государственного задания «Создание научных основ получения современных хладостойких и коррозионностойких сталей, их деформационно-термической обработки для достижения уникальных механических и специальных эксплуатационных свойств (на базе центра обработки металлов давлением)» на выполнение НИР в сфере научной деятельности. Материалы работы поддержаны грантом по программе УМНИК Фонда содействия инновациям (договор №15821ГУ/2020, «Разработка марок сталей на основе моделирования сложных

динамических процессов их производства и эксплуатации»). Экономический эффект от внедрения новых технологических решений, полученных по результатам настоящей работы, в условиях действующего промышленного производства составил 5,3 млн руб., что подтверждено актом внедрения на ПАО «ММК».

Методология и методы исследования

Методологический подход обоснован требованиями к магистральным нефтегазопроводам из ТБД, эксплуатируемым в сейсмоактивных регионах. В таком случае значимыми требованиями к прокату являются не только прочность, пластичность, но также трещиностойкость и выносливость в условиях действия циклических нагрузок. Поэтому экспериментальные исследования направлены на повышение точности определения трещиностойкости, в том числе при циклических нагрузках, а теоретические – на поиск рациональных режимов производства ТЛП, обеспечивающих дробление ликвационной неоднородности и тем самым снижения балла полосчатости как существенного фактора трещиностойкости.

Теоретическая часть работы выполнена с применением метода конечных элементов в широко апробированном специализированном инженерном программном комплексе DEFORM 3D, а также общепринятых методов статистического анализа с использованием программного комплекса Statistica. Лабораторные исследования проводили с применением специализированного оборудования в ресурсном центре (ЦКП) НИИ «Наносталей» на образцах ТЛП классов прочности К52, К56 и К60. Лабораторные испытания проводили в ООО «Инжиниринговый центр Термодеформ-МГТУ». Промышленные эксперименты были проведены в условиях ТЛС 5000 ПАО «ММК».

Положения, выносимые автором на защиту:

1. Математическая конечно-элементная модель процесса горячей прокатки толстого листа, которая, отображая НДС металла с учётом наличия осевой ликвационной неоднородности толщиной менее 1% толщины сляба, позволяет определять режимы деформации, интенсифицирующие дробление ликвационной

неоднородности и тем самым минимизацию балла полосчатости как существенного фак-тора трещиностойкости.

2. Алгоритм совершенствования технологии производства толстолистового проката для труб большого диаметра с применением совокупности интегрированных критериев, обеспечивающий повышение эксплуатационных характеристики магистральных трубопроводов в сейсмоактивных регионах путём улучшения механических свойств по критерию трещиностойкости в условиях действия циклических нагрузок.

3. Технология производства ТЛП класса прочности К60, которая обеспечила минимизацию балла полосчатости, улучшение механических свойств, а также статической и динамической трещиностойкости листов для ТБД, предназначенных для магистралей нефтегазопроводов, эксплуатируемых в сейсмоактивных регионах.

Степень достоверности и апробация результатов. Достоверность результатов исследования подтверждается корректностью постановки математической задачи, базирующейся на основе современных достижений теории ОМД, физики металлов и теории трещиностойкости, а также применением компьютерного моделирования в сочетании с лабораторными и промышленными экспериментами, применением общепринятых методов статистической обработки большого объёма данных, полученных в промышленных условиях.

Основные результаты работы прошли апробацию в виде выступлений автора с научными докладами по теме диссертации на конференциях и конкурсах различного уровня: межрегиональная научная конференция студентов, аспирантов и молодых учёных «Наука и производство Урала-2014» (г. Новотроицк, 2014 г.), всероссийская молодёжная научная конференция «Новые материалы и технологии: состояние вопроса перспективы развития» (г. Саратов, 2014 г.), XI Всероссийская научно-практическая конференция «Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство» с международным участием в рамках проведения «международного горно-металлургического конгресса» НИТУ «МИСиС» (г. Москва, Старый Оскол 2014), VI Всероссийская научно-

практическая конференция Современные наукоёмкие инновационные технологии (г. Самара, 2014 г.), , III международная научно-практическая конференция «Актуальные вопросы науки, технологии и производства» (г. Санкт-Петербург, 2014 г.), международная научно-техническая конференция «Металлообрабатывающие комплексы и робототехнические системы – перспективные направления научно-исследовательской деятельности молодых учёных и специалистов» (г. Курск, 2015), XIX международная научно-практическая конференция «Металлургия: технологии, инновации, качество» «Металлургия - 2015» (г. Новокузнецк, 2015 г.), международная научно-техническая конференция «Пром-Инжиниринг» International Conference on Industrial Engineering (Челябинск, 2016), XVI Научно-техническая конференция молодых работников (международный этап) (г. Магнитогорск, 2016), VIII конгресс молодых учёных (г. Санкт-Петербург, 2019 г.), международная научная конференция «Наука будущего» и Всероссийский молодёжный научный форум «Наука будущего – наука молодых» (г. Сочи, 2019 г, г. Москва, 2020 г.), международная научно-техническая конференция МГТУ им. Г.И. Носова (2014-2019 гг.), международная молодёжная научно-техническая конференция Magnitogorsk Rolling Practice (2019, 2020 гг).

Автор является победителем конкурса «Славим человека труда!» в Уральском федеральном округе, в номинации лучший инженер-металлург (II место, 2016 г.), лауреатом конкурса молодёжных проектов «Челябинская область – это мы!» в номинации «Лучший научно-исследовательский проект»; финалистом конкурса научно-исследовательских проектов форума «Наука будущего – наука молодых» в 2019 и 2020 гг. (г. Сочи, г. Москва), победителем конкурса УМНИК (Фонд содействия инновациям) в г. Санкт-Петербург, в 2019 г.

Личный вклад соискателя заключается в постановке цели и задач исследования; в разработке и применении математической модели напряженно-деформированного состояния металла с ЛП для изучения факторов трансформации ликвационной неоднородности анализом результатов численного моделирования; в изучении формирования механических свойств и трещиностойкости ТЛП

проведением лабораторных и производственных экспериментов; в обосновании химических композиций микролегированных сталей, предпочтительных для минимизации балла полосчатости толстолистого проката; в формулировке основных положений и выводов диссертации.

Структура и объём работы. Диссертация состоит из введения, четырёх глав, заключения, списка литературы и трёх приложений. Текст диссертации изложен на 188 страницах машинописного текста, иллюстрирован 59 рисунками, содержит 16 таблиц. Библиографический список включает 178 источников.

Внедрение результатов диссертационных исследований. Результаты диссертационной работы в виде новых технологических решений внедрены в промышленных условиях ПАО «ММК», используются при проведении научно-исследовательской работы обучающихся и чтении специальных дисциплин по направлению «Металлургия» в ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова».

Благодарности. Автор выражает огромную благодарность за ценные советы и замечания всем, кто помогал в подготовке диссертации, особенно Д.Н. Чикишеву, О.Н. Тулупову, А.Б. Моллеру, М.И. Румянцеву, С.В. Денисову, А.Б. Сычкову, Д.О. Пустовойтову, М.П. Барышникову, П.П. Полецкову, П.А. Стеканову.

1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОИЗВОДСТВА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

1.1 Развитие дефектов в трубах большого диаметра при различных воздействиях

На практике многие элементы конструкций работают в условиях, когда действующие силы и моменты изменяются как по величине, так и по направлению (знаку). В соответствии с этими изменениями будут меняться по величине и знаку вызываемые ими внутренние напряжения. Таким переменным нагрузкам подвергается трубопровод в связи с постоянной работой насоса, а также вследствие движения горных пород, в том числе в зонах повышенной сейсмичности.

При нагружении объекта, содержащего дефект/дефекты (дефекты на микроуровне: сплошности, неметаллические включения; дефекты на макроуровне: ликвационные полосы, точечная неоднородность, трещины), происходит его (их) развитие до размеров, при которых либо хрупко разрушается объект, либо глубина трещины достигает толщины стенки объекта. Исследование данного вопроса является многомасштабной и мультифизической задачей: при определенной степени деформации (по разным источникам от 4 до 15%) достигается критическая плотность микродефектов и происходит самосогласованный массовый переход микродефектов в мезодефекты структуры. Дальнейшее увеличение степени пластической деформации ведёт к эволюции мезоструктуры и формированию структуры с разделёнными границами. Увеличение числа микродефектов структуры любого материала, в том числе сталей, приводит к ухудшению циклической трещиностойкости и возможному развитию лавинообразного разрушения [12], [13].

В последнем случае возможна разгерметизация и жидкая или газообразная среда, находящаяся внутри (снаружи) объекта, проникает наружу (внутрь). Условия, препятствующие хрупкому (катастрофическому) разрушению объекта, составляют концепцию безопасности «течь перед разрушением» (ГОСТ Р 58328-2018), предполагающую проектирование и выбор материалов, гарантирующих невозможность полного разрушения трубопровода со сквозной трещиной без

предварительного существования стабильной течи, которая может быть заблаговременно обнаружена до того момента, когда трещина достигнет критического значения по условиям неустойчивости. Впервые данную концепцию стали применять в атомной энергетике Германии и США в 1980-х годах в целях повышения безопасности эксплуатации трубопроводов реакторов атомной электростанции на стадии конструирования. При этом в Германии эта концепция известна как концепция предупреждения разрушения [14], [15], [16], [17], [18].

В настоящее время в литературе преобладает классификация видов разрушения, приведённая на рисунке 1.

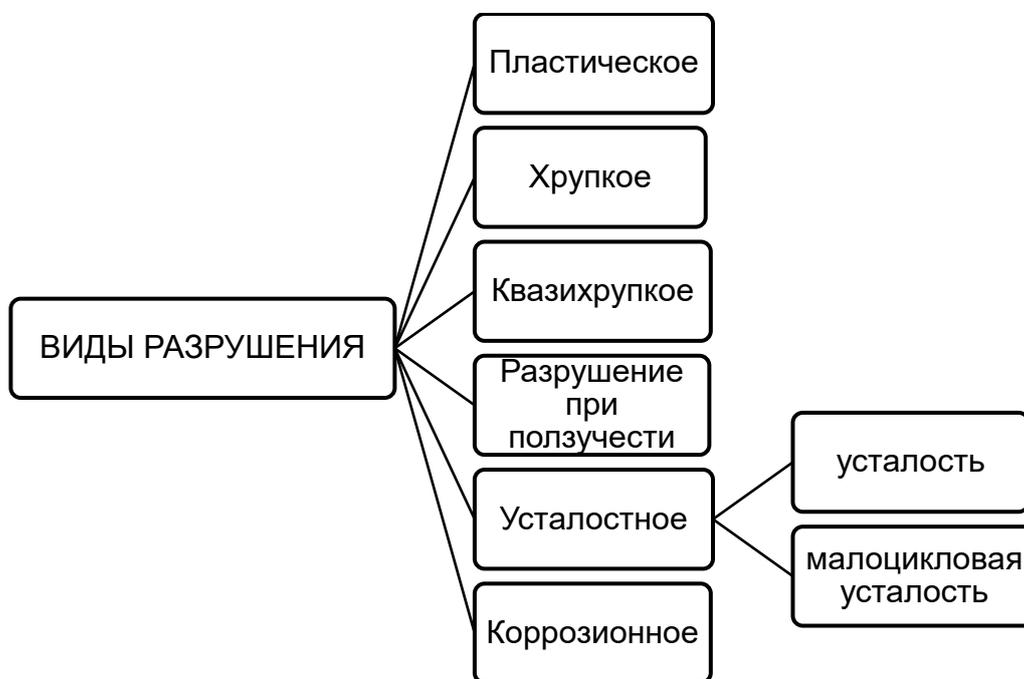


Рисунок 1 – Виды разрушения

Разрушение, наступающее после достижения магистральной трещиной критических размеров, происходит, как правило, в условиях статического или квазистатического нагружения. Данный вид нагружения соответствует ситуации, когда скорость развития процессов соответствует росту трещины существенно меньше скорости роста нагрузки [19], [20], [21], [22], [23]. Данный тип разрушения предполагает наличие пластической зоны перед краем трещины и наклепанного материала (состояние материала после предварительной пластической

деформации) у поверхности трещины (остальной и значительно больший по величине объём тела находится при этом в упругом состоянии) [24].

На графике (рисунок 2) представлены контуры роста трёх поверхностных трещин: устойчивой глубиной меньше критической (линия 1), неустойчивой, прорастающей через стенку и образующей при этом течь (линия 2); неустойчивой, приводящей к хрупкому разрушению (линия 3). Хрупкого разрушения не произойдёт, если критическая глубина трещины больше толщины стенки объекта. В этом случае рост трещины приведёт к её прорастанию через всю толщину стенки, после чего произойдёт протечка [25], [26].

Статическое разрушение может протекать также в виде потери устойчивости конструкции объекта. В этом случае объект разрушается не в результате роста трещины, а в результате изменения формы объекта под действием нагрузок, приводящих к «глобальной» пластической деформации, охватывающей все сечение стенки объекта. Этот вид разрушения характерен для протяжённых «тонких» объектов.

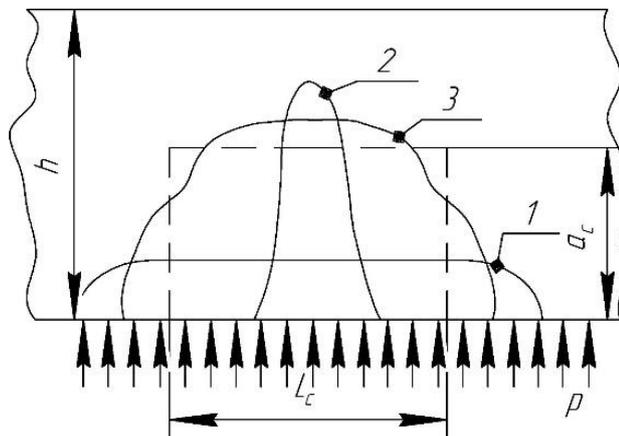


Рисунок 2 – Трещины с различной степенью устойчивости: a_c , L_c – глубина и протяженность трещины критического размера [26]

Динамическое нагружение, приводящее к разрушению, возрастает со скоростью, превосходящей скорость разрушения. Подобное разрушение возможно

при ударных воздействиях. Данный вид разрушения используют для оценки вязкости разрушения при испытаниях в копке образцов Шарпи, представляющих собой призму сечением 10×10 мм с надрезом.

Циклические нагрузки приводят к возникновению усталостных повреждений. Первоначально в результате развития микро- или даже макропластической деформации зарождаются суб- и микротрещины. Затем образуются усталостные трещины, которые при достижении критической величины растут ускоренно, что приводит к разрушению объекта. Приведённая диаграмма усталостного разрушения (рисунок 3) описывает кривую усталости. [27]

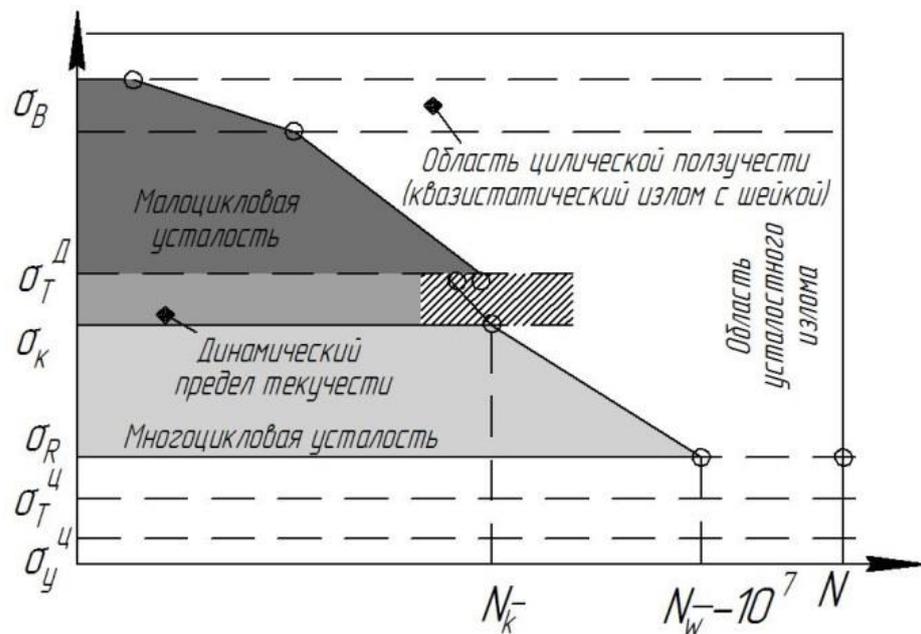


Рисунок 3 – Полная кривая усталости (по В.Ф. Терентьеву):
 σ_B – временное сопротивление разрыву; σ_T^D – динамический предел текучести; σ_K – критическое напряжение; σ_R – предел выносливости; $\sigma_У^Ц$ – циклический предел текучести; $\sigma_Ц^T$ – циклический предел упругости; $N_{\bar{K}}$ – критическое число циклов; $N_{\bar{w}}$ – базовое число циклов [26]

На обобщённой диаграмме усталостного роста трещин (рисунок 4), уравнение Пэриса описывает только среднюю (линейную) часть.

Область низких скоростей роста трещины связана с многоцикловою усталостью, область высоких скоростей роста трещины – с малоцикловою.

Малоцикловая усталость имеет место в случае относительно больших по величине нагрузок и соответствует развитию трещины до критического размера в пределах до 1-5 тыс циклов. При этом в каждом цикле нагружения протекают процессы, способствующие росту трещины. Это большая пластическая деформация на кончике трещины и её рост.

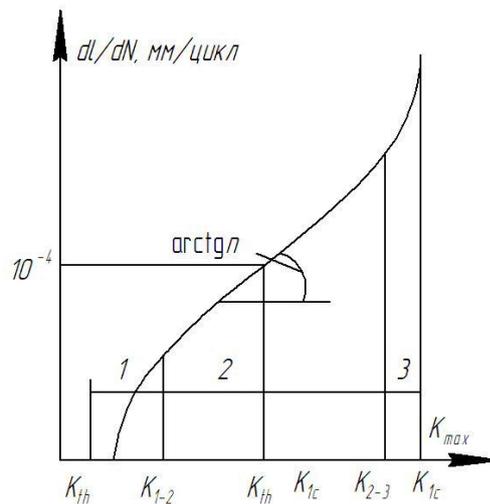


Рисунок 4 – Диаграмма усталостного разрушения. Области скоростей роста трещины низких (1), средних (область Пэриса) (2) и высоких (3) [26]

Многоцикловая усталость связана с многократно повторяющимися циклическими нагрузками относительно небольшой величины. Рост трещины до критического размера происходит за более чем 5-10 тыс. циклов нагружения. Многоцикловая усталость возникает при вибрационных нагрузках в трубопроводе в результате работы насосной станции или повторяющемся движении горных пород.

Основной вид дефектов, выявляемых с использованием современных методов и средств технической диагностики и неразрушающего контроля, – это нарушение сплошности (однородности) материала объекта или соединения (сварного, клеевого, термодиффузионного и т.п.). Дефекты бывают явные или скрытые, критические, значительные или малозначительные, устранимые или неустраняемые.

В зависимости от исходного материала, технологии изготовления, условий эксплуатации различают виды, классы, формы, истории возникновения и развития дефектов. Одним из основных технологических процессов является сварка. Именно при выполнении сварки возникает наибольшее количество дефектов. Дефекты сварных соединений – это результат неправильно выбранных сочетаний основного и наплавленного металла, неправильной конструкции сварного соединения, нарушения технологии сварки.

Исследования возможности упрочнения кристаллов, а также многочисленные случаи преждевременного разрушения конструкций и сооружений при напряжениях, значительно меньших расчётных, показали недостаточность развитых представлений о прочности как о постоянной материала. На разрушение и развитие трещины в материале влияет неизотропность структуры. При оценке прочности нужно учитывать имеющиеся в материале дефекты и такие структурные параметры, как размер зерна, его ориентация, включения и их плотность и определять их влияние на механические характеристики готового изделия. Основоположником данного направления являлся А.А. Гриффитс. Продолжили данное направление Дж.И. Тейлор, Е.О. Орован и Дж.Р. Ирвин [28], [29], [30], [31], [32], [33], [34], [35], [36], [37], [38], [39], [40], [41].

Таким образом, актуален подход, связанный с возможностью использования известных и апробированных теорий прочности после введения дополнительных внутренних структурных параметров, которые не участвуют в формулировке реологической модели. Аналогичные идеи, связанные с введением дополнительных структурных параметров в уравнения состояния, получили широкое развитие в работах Л.И. Седова [42], [43], [32], [44], [45].

1.1.1 Методики предотвращения распространения лавинообразной трещины в трубах большого диаметра

В статическом случае предотвращения развития трещины возможно провести ремонтные работы при экономической и технической целесообразности.

В динамическом случае основная задача, помимо предотвращения данного вида разрушения, заключается в уменьшении площади разрушения и торможении развития трещины при лавинообразном разрушении. Данная разница обоснована скоростью распространения трещины, так как в динамическом случае это микросекунды, например, скорость распространения трещины в ТБД может достигать 900 м/с.

Предотвращение лавинообразных трещин возможно благодаря:

1) диагностированию на стадии производства и эксплуатации. На стадии производства это может быть ультразвуковой контроль, а на стадии эксплуатации – сенсорные системы, определяющие начало зарождения трещины и прогнозирующие её движение. Данные системы могут дать сигнал для изменения условий эксплуатации объекта (например, изменение давления в системе) или его полного прекращения при наличии технической возможности;

2) конструкции ловушек, останавливающих разрушение. Это может быть установка дополнительных рёбер жёсткости, называемых в ряде случаев стрингерами. Помимо повышения устойчивости они могут обеспечить безопасность эксплуатации дефектной конструкции. Стрингеры часто устанавливают заранее, создавая препятствия на возможном пути распространения трещин в «уязвимых» местах конструкции. Применительно к эксплуатации ТБД это могут быть конструкции хомута, которые создают в материале трубы сжимающие напряжения, препятствующие поступлению дополнительной энергии к вершине трещины и, как следствие, являющиеся одним из эффективных средств борьбы с движением трещин, что не позволяет развиваться трещине далее. Данный метод получил название «ловушка трещин». Другим известным методом торможения и, может быть, остановки трещины, лежащим в основе многих технических решений, является создание на пути движения трещины границы раздела. Рассматривая конструкции трубопровода, можно говорить о чередовании труб, изготовленных из стали разных марок.

1.1.2 Влияние обработки поверхности на усталостные характеристики и разрушение

Усталостную долговечность можно разделить на фазы зарождения и роста трещин. Фаза инициирования включает как зарождение трещины, так и рост небольших (микроскопических) трещин, тогда как фаза роста трещины обычно макроскопическая. Для каждой фазы (уровня) разрушения обычно используют отдельные подходы к анализу. Подход *SN (Stress Nominal)* основан на анализе амплитуд напряжений или подход, основанный на анализе деформации для фазы инициирования? и подход к механике разрушения для фазы макроскопического роста трещины. Граница между фазами зарождения и роста трещины часто бывает нечёткой. Авторы работ [51-55] используют термин «иницирование» для описания образования усталостной трещины толщиной 0,5 мм и термин «рост» для описания увеличения длины инициированной усталостной трещины.

Дефекты, порождающие усталостные трещины, имели размер от 20 мкм до 1,2 мм и были связаны с процессом литья [46]. В целом считается, что чем крупнее дефекты, тем ниже усталостная долговечность. Однако самые большие дефекты не всегда являются причиной разрушения элементов конструкций, что позволяет предположить, что существуют другие факторы, помимо размера дефекта, которые играют важную роль в возникновении усталостной трещины, например, близость дефекта к другим дефектам, шероховатость поверхности [47] и ориентация зёрен [48]. Данный вопрос возможно исследовать при многомасштабном моделировании в соответствии с концепцией интегрированной инженерии вычислительных материалов» (ICME) [49].

Авторы работ [50] и [51] непосредственно исследовали влияние обработки поверхности на усталостные характеристики, тестируя два дополнительных набора образцов, которые были подвергнуты механической обработке и дробеструйной обработке. Применение обеих обработок поверхности привело к повышению усталостных характеристик. В данном исследовании авторы выявили инициирование усталостных трещин как на поверхности, так и внутри образцов из-

за дефектов размером до 200 мкм. Это наблюдение позволяет предположить, что сходство характеристик обработанных механически и дробеструйных образцов может быть связано с внутренними дефектами, определяющими усталостные характеристики.

Почти все данные об усталости относятся к числу циклов до отказа менее 10^7 циклов и ни один из наборов данных не показывает чёткого плато (т.е. предела усталости). Это типичное усталостное поведение материалов, в которых дефекты определяют возникновение трещин и разрушение, как и в случае с большинством наборов данных, представленных в статье [51]. В некоторых случаях исследования материалов для оборудования, работающего в условиях с постоянным моментом, интересующий срок службы намного выше, например, гигациклов. Испытания в этом режиме эксплуатации невозможны с использованием обычных машин для испытаний на усталость, поскольку частоты обычно ограничиваются менее 100 Гц.

Хорошо известно, что циклическая пластическая деформация (либо на микроструктурном, либо на макроскопическом уровне) контролирует усталостную долговечность, а деформация является более прямым представлением пластической деформации, чем напряжение. Разница между двумя режимами управления становится более значительной по мере увеличения уровня пластической деформации, например, при концентрациях напряжений, конструкционных и/или во время перегрузок в условиях рабочей нагрузки. Усталостные трещины обычно возникают при концентрациях напряжений, когда циклическая пластическая деформация в точке надреза контролирует усталостную долговечность и, следовательно, характеристика усталости при напряжении и долговечности может быть более подходящей, чем характеристика стресс-долговечности (или SN). Имея дело с концентрациями напряжений, следует понимать, что градиент напряжений также играет ключевую роль в усталостных характеристиках. Распространённая практика использования максимального напряжения при концентрациях напряжений из анализа методом конечных элементов без учёта градиента напряжения может привести к чрезмерно консервативным расчётам и прогнозам. Подробное обсуждение метода

определения характеристик и свойств материала при деформации и долговечности можно найти в литературе [52].

До сих пор в центре внимания всех исследований механического поведения материалов было изучение поведения и свойств при растяжении и усталостной прочности. Характеристика поведения при циклической деформации является важным аспектом, который может сильно отличаться от характеристики деформации при растяжении. Такие явления, как деформационное упрочнение, релаксация напряжений и фазовое превращение, зависят от микроструктуры, полученной на основе параметров процесса выплавки, обработки давлением и термообработки, и могут быть оценены с помощью испытаний на циклическую деформацию. Такие испытания и определение характеристик необходимы для моделирования циклической пластичности материалов, что является неотъемлемой частью прогнозирования усталостных характеристик.

Кривая долговечности и данные генерируются при постоянной амплитудной нагрузке, в то время как служебные нагрузки часто имеют переменную амплитуду по своей природе. При такой нагрузке становятся важными такие эффекты, как последовательность загрузки и взаимодействия. Применимость обычно используемого линейного правила кумулятивного повреждения для прогнозирования срока службы необходимо изучить для материалов в условиях переменной амплитуды или рабочих нагрузок. Если в рабочих нагрузках существуют периодические перегрузки, а микроструктура материала такова, что во время циклов перегрузки происходит циклическое упрочнение или разупрочнение, то эффект памяти деформации становится важным фактором. В таких случаях использование параметра повреждения, включающего как параметры напряжения, так и деформации, может быть более подходящим для анализа усталостной долговечности, чем использование напряжения или деформации в традиционных подходах к анализу стресс-долговечности или деформации-долговечности.

Следует также отметить, что хотя предел выносливости может проявляться при нагрузке с постоянной амплитудой, такие пределы обычно не существуют при нагрузке с переменной амплитудой. В таких случаях амплитуды напряжений или

деформаций ниже предела выносливости кривой стресс-долговечности или зависимости деформации от долговечности, созданной в результате нагружения с постоянной амплитудой, вызовут усталостное повреждение при рабочих эксплуатационных нагрузках с переменной амплитудой.

Некоторые другие аспекты, связанные с поведением при усталости, также могут быть решающими. Например, взаимодействие ползучести и усталости и термомеханическая усталость являются другими важными факторами при повышенных температурах. Рост усталостной трещины также может составлять очень значительную часть общего срока службы.

Что касается разработки стандартизированных методов испытаний, хотя в настоящее время существует множество стандартов испытаний для измерения механических свойств обычных металлических материалов, включая характеристики усталости и разрушения, их необходимо адаптировать к реальным материалам, чтобы обеспечить необходимую точность с учётом анизотропии. Также стоит отметить необходимость разработки алгоритма исследования сталей, используемых для сейсмоактивных регионов. Анализ спектров реакций, построенных при землетрясениях, а также графики ускорений, скоростей и смещений грунта позволяют сделать вывод, что спектры упругой и упруго-пластической системы располагаются довольно близко. Необходимо выполнять исследования при малоцикловых нагружениях при наибольших напряжениях.

Необходимое понимание аспектов оценки материалов может быть реализовано путём интеграции экспериментов и компьютерного моделирования (концепция «Интегрированной инженерии вычислительных материалов» (ICME) [49]). Это подход к проектированию продуктов, материалов, из которых они состоят, и связанных с ними методов обработки материалов путём связывания моделей материалов в различных масштабах длины. Ключевыми аспектами концепции являются: многомасштабное моделирование, включающее интеграцию моделей в различных масштабах длины и промышленная применимость, в том числе через физическое моделирование. Основой является исследование материалов через анализ технологии создания структуры материала и анализ

влияния структуры на свойства материала и, как следствие, выбор материала для конкретного применения. Ключевыми звеньями являются процессы-структуры-свойства-производительность. Понимание того, как параметры технологии влияют на структуру материала и, в свою очередь, на его свойства, может обеспечить необходимую связь между технологией, структурой, свойствами и характеристиками материалов.

1.2 Современные методы испытаний материалов магистральных нефтегазопроводов

В целях контроля качества и безопасности эксплуатации ТБД отбирают заготовки, пробы и образцы для механических и технологических испытаний согласно ГОСТ 30432.

Контрольные испытания материалов для изготовления труб и непосредственно ТБД включают в себя комплекс измерений заготовки (листовой материал) и готового изделия (ТБД) (рисунок 5) [53], [54], [55], [56], [57], [58], [59].

1.2.1 Оценка трещиностойкости при помощи метода конечных элементов

В настоящее время самые востребованные категории прочности ТБД – это К56-К65. ТБД из стали категории прочности Х100-Х120 возможно изготавливать в промышленном масштабе, однако экономическая целесообразность под вопросом. Кроме того их применение может быть ограниченным в связи с недостаточной изученностью аспектов, связанных с их конструкционной надёжностью, таких как допуски по дефектам, вязкохрупкий переход и способность к остановке распространения лавинообразной трещины [60], [61], [62], [63], [64], [65], [66].



Рисунок 5 – Контрольные испытания труб и материала

Определение значений ударной вязкости для останковки распространения вязкого разрушения основано на использовании моделей прогнозирующих уравнений, устанавливающих минимальное требуемое значение работы вязкого разрушения образца Шарпи с V-образным надрезом (используемой как параметр ударной вязкости материала) в зависимости как от геометрии трубы, так и от приложенного окружного напряжения. Эти полуэмпирические соотношения были разработаны с использованием сочетания теоретического анализа и имеющихся данных о натурных испытаниях [60], [61], [67], [62].

Метод двух кривых *Battelle* (*Battelle Two Curve approach*) [61], [62] – наиболее признанный прогнозирующий метод, вплоть до трубопроводов из стали X80, если вводится соответствующий поправочный коэффициент для труб более высоких категорий прочности. Этот метод основан на сравнении движущей силы (кривая движения) и силы сопротивления (кривая сопротивления).

Фактически диапазон применимости этого полуэмпирического метода ограничен экспериментальной базой данных и упрощением, использованным для установления приемлемых уравнений. В то же время теперь уже признано, что работа вязкого разрушения образца Шарпи с V-образным надрезом не может быть использована как адекватная характеристика сопротивления разрушению для современной высокопрочной высоковязкой трубной стали [68].

На практике существующие критерии для оценки вязкости стальной трубы, а также минимальных требований по вязкости для обеспечения безопасной остановки трещины могут быть ненадёжными. Это небезопасное состояние обусловлено непригодностью энергии вязкого разрушения образца Шарпи с V-образным надрезом в качестве характеристики сопротивления разрушению для современных труб, а также упрощениями (и базой данных), использованными для разработки двухстадийного анализа *Battelle*. Следовательно, применительно к случаю распространения вязкого разрушения необходимы новые критерии для обеспечения безопасной конструкции газопроводов большого диаметра из высокопрочной стали.

Это несоответствие может быть обусловлено маленьким размером образца, который не позволяет трещине достичь стабильного состояния распространения и выйти на продолжение рабочего сечения, при котором распространение более не зависит от краевых эффектов. Эти ограничивающие эффекты могут играть заметную роль в случае стали для ТБД, которая обычно показывает высокую вязкость зарождения трещин в сочетании с низкой пластичностью (в виде более высоких значений отношения σ_T/σ_B и/или пониженных значений деформационного упрочнения и равномерной деформации до разрушения) и низким сопротивлением развитию трещины.

Одним из наиболее широко рассмотренных методов контроля распространения вязкого разрушения, альтернативных испытанию образца Шарпи с V-образным надрезом, является испытание падающим грузом (ИПГ). В частности, представляются перспективными такие параметры разрушения, как полная работа вязкого разрушения при ИПГ или работа распространения вязкого разрушения при

ИПГ, а также механический параметр разрушения – угол раскрытия при вершине трещины (*CTOD*) [61], [62].

Образец для испытания падающим грузом кажется более достоверным по сравнению с образцом Шарпи с V-образным надрезом, так как он имеет полную толщину и достаточную длину рабочего сечения, что позволяет трещине распространяться стабильно и далеко от края со значительным расширением.

Согласно результатам исследований [61], [62] для использования в качестве характеристики сопротивления разрушению современной высокопрочной трубной стали наиболее пригодна работа распространения разрушения при ИПГ; однако обнаруженные различия не очень велики и для практических целей их можно рассматривать в пределах одного уровня разброса экспериментальных данных. Так или иначе, эти различия, которые в процессе испытаний считаются незначительными, могут отвечать за различное поведение труб при полевых испытаниях.

Угол раскрытия вершины трещины – один из наиболее широко признанных параметров механики разрушения в качестве характеристики вязкости материала трубы, когда с процессом разрушения связана большая длина трещины. Экспериментальные данные показывают, что величина *CTOD* зависит от начальной остаточной длины рабочего сечения образца и с увеличением длины рабочего сечения уменьшается вплоть до асимптотического значения, которое соответствует теоретическому бесконечному рабочему сечению (если такая ситуация возникнет, она будет соответствовать типичному ограничению трубы в процессе быстрого распространения продольной трещины). Для оценки критического значения *CTOD* в прошлом было разработано много лабораторных исследований типа метода испытания двух образцов на *CTOD*, который оказался достаточно достоверным, так как он позволяет оценивать эффективное значение *CTOD* не зависящее от рабочего сечения.

Хотя параметр *CTOD* был признан пригодным для исследования разрушения трубопровода, анализ результатов полномасштабных испытаний на ТБД выявил некоторые несоответствия, в частности, при полномасштабных испытаниях была

определена несовместимость между значениями *CTOD* и закономерностями разрушения. Это несоответствие может быть вызвано лабораторным методом, использованным для оценки критического значения *CTOD*, особенно в соответствии с гипотезой «переноса» лабораторного критического значения *CTOD*, полученного на образце, на трубу с теоретически бесконечным рабочим сечением. Первоначально испытания *CTOD* были предназначены для стали низко-средней прочности для магистральных трубопроводов и были основаны на гипотезе, согласно которой удельная энергия зарождения не зависит от длины рабочего сечения. Эта гипотеза позволяет вычислять ударную вязкость, используя непосредственно общую энергию разрушения двух образцов полной толщины при трёхточечном изгибе с двумя различными длинами рабочего сечения.

В случае современных трубных сталей гипотеза независимости энергии зарождения от начальной длины рабочего сечения больше не подтверждается. Это может быть причиной неудачного использования параметра *CTOD* для описания уровня вязкости испытанных труб. Для преодоления этой проблемы разработан новый метод, который для расчёта *CTOD* учитывает только вклад энергии распространения [61], [62].

Фактически величина *CTOD*, рассчитанная по данным лабораторных испытаний и соответственно перенесённая на реальную ситуацию службы ТБД, при применении метода, который рассчитывается на основе энергии распространения, не является полностью достоверной для предсказания действительных закономерностей разрушения.

Большинство из рассмотренных альтернативных способов оценки остановки трещины при распространении вязкого разрушения основаны либо на энергии распространения, либо на величине угла раскрытия вершины трещины. Однако две специфические проблемы могут ограничить их использование:

- 1) правильный способ «переносить» лабораторную оценку вязкости с образца на полномасштабную трубу;
- 2) физическая модель, основанная на упомянутых параметрах вязкости, для определения движущей силы процесса разрушения.

Частично данные задачи для современных классов прочности стали могут быть преодолены благодаря использованию программы конечно-элементного (КЭ) анализа, которая позволяет рассчитать изменение основных параметров, характеризующих разрушение, в процессе развития трещины. Кроме того, КЭ анализ позволяет оценить движущую силу противодействия распространению трещины, выраженную величиной $CTOD$, в зависимости от длины трещины при данном режиме эксплуатации магистрального трубопровода.

Возможно использование универсальной программы КЭ анализа, таких как *Ansys*, *Abaqus*, или использование специализированных программ для прогнозирования разрушения в трубопроводе. В компании *CSM* разработана собственная КЭ программа – *PICPRO*[®] (*Pipe Crack PROpagation* – распространение трещины по трубе) для моделирования распространения вязкого разрушения в стальных газопроводах [61], [62]. Движущая сила оценивается величиной $CTOD$ и рассчитывается в процессе моделирования; её величина затем сравнивается с параметром $CTOD$ для данного материала, полученным при испытаниях малых образцов в целях оценки остановки распространяющейся трещины в данном трубопроводе.

Программа включает интегрирование во времени больших упругопластических смещений оболочки (труб) с использованием централизованной аналоговой схемы. Программное обеспечение *PICPRO* предлагает специальные версии для распространения вязкого разрушения в подземных газопроводах. Более конкретно $CTOD$ рассматривается как основной параметр оценки распространения разрушения и его величина используется для проверки стабильности распространения разрушения. Правильная оценка $CTOD$ требует введения модели разрушения, позволяющей в упрощённой форме рассчитать зону процесса вязкого разрушения, в которой происходит конечное растяжение материала и формирование новых поверхностей разрушения (рисунок б). Когезионная модель базируется на одномерном слое, состоящем из связанных между собой элементов, и во избежание численной неустойчивости в процессе интегрирования по методу КЭ учитывает постепенное разъединение (удаление)

элементов (слоя), обеспечивающее регулярные изменения внутренних реакций. Когезионная модель непосредственно связана с разупрочнением/растяжением материала и энергией, рассеивающейся при формировании новых поверхностей разрушения.

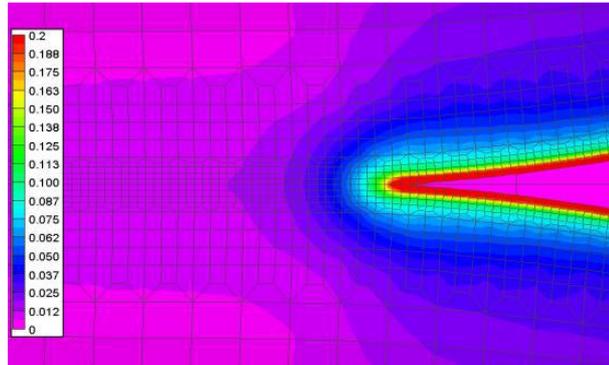


Рисунок 6 – Пример использования ПО «PICPRO» конечно-элементной модели для моделирования распространения вязкого разрушения

Цель любой когезионной модели состоит в том, чтобы учитывать рассеяние энергии, связанное с трещиной в целом, когда не требуется локальная информация. Поэтому дистанция когезии не обязательно представляет наблюдаемую величину, даже если величина связана с несколькими механическими и геометрическими свойствами – в основном с ударной вязкостью, законом упрочнения и толщиной.

Для учёта влияния ограничения, связанного с движением грунта, на распространение вязкого разрушения в подземных газопроводах в *PICPRO* была представлена феноменологическая модель динамики грунта.

Для анализа поведения газа изучены отдельно две задачи. Первая – одномерная модель – принята для расчёта декомпрессии перед вершиной трещины; она основана на одномерном решении для трубы, подвергаемой воздействию, и уравнениях состояния как для бедного, так и для богатого газа. Решение представляет асимптотическую величину давления в трубопроводе для данной стационарной скорости развития трещины. Вторая – двумерная модель – основана на упрощённой аппроксимации распределения давления, полученной от датчиков давления в ходе полномасштабных испытаний разрушения.

В настоящее время с помощью метода конечных элементов можно рассчитывать динамические условия более сложным способом, т.е. поэтапно. Каждое значение напряжения получают путём умножения на коэффициент, который рассчитывается поэтапно и для каждого элемента. Это важно, поскольку элементы, расположенные на вершине трещины и около неё, имеют высокую скорость деформации, тогда как другие элементы подвергаются статическим (или квазистатическим) нагрузкам.

Эти два пути сильно различаются по входным величинам (и, как следствие, по выходным), которые используются для начала моделирования. Применяя первый способ, необходимо снабдить программу информацией об условиях испытания и составе газов, о геометрии трубы, геометрии и размерах траншеи, о характеристиках грунта и механических свойствах материала при испытании на растяжение, о свойствах материала по вязкости (*CTOD*). При таком наборе информации можно моделировать вязкое разрушение в режиме «свободного» распространения и в качестве выходных результатов дать информацию о схеме скорости трещины при её распространении, а затем в момент остановки трещины.

Результаты такого моделирования можно использовать для предсказания условий остановки или распространения при определенном эксплуатационном режиме. Недостаток этого «прямого» способа моделирования распространения вязкого разрушения заключается в том, что он основан на знании критического параметра разрушения (*CTOD*), который, как было показано на трубных марках стали, трудно экстраполировать из экспериментов, проведённых на образцах малого масштаба. Этот аспект важен для правильного моделирования скорости разрушения, которая является естественным результатом сравнения приложенного и критического параметров разрушения.

Для преодоления этого ограничения необходимы дальнейшие исследования с целью нахождения надёжной процедуры переноса лабораторных результатов оценки вязкости на реальные условия эксплуатации труб. Возможно использовать также «обратный» способ: разница заключается в замене входных данных по вязкости материала схемой скорости трещины, полученной из предыдущих

натурных испытаний, проведенных на аналогичных трубах. Исходя из гипотезы, согласно которой приложенный и критический параметры разрушения в процессе распространения разрушения должны иметь одно и то же значение, этот метод в результате моделирования «обратным» способом позволяет получать значение параметра разрушения трубы для использования в «прямом» моделировании. Иными словами, накладывая экспериментальную схему скорости распространения трещины, можно оценить приложенный *CTOD* или, что является тем же самым, соответствующее критическое значение (рисунок 7).

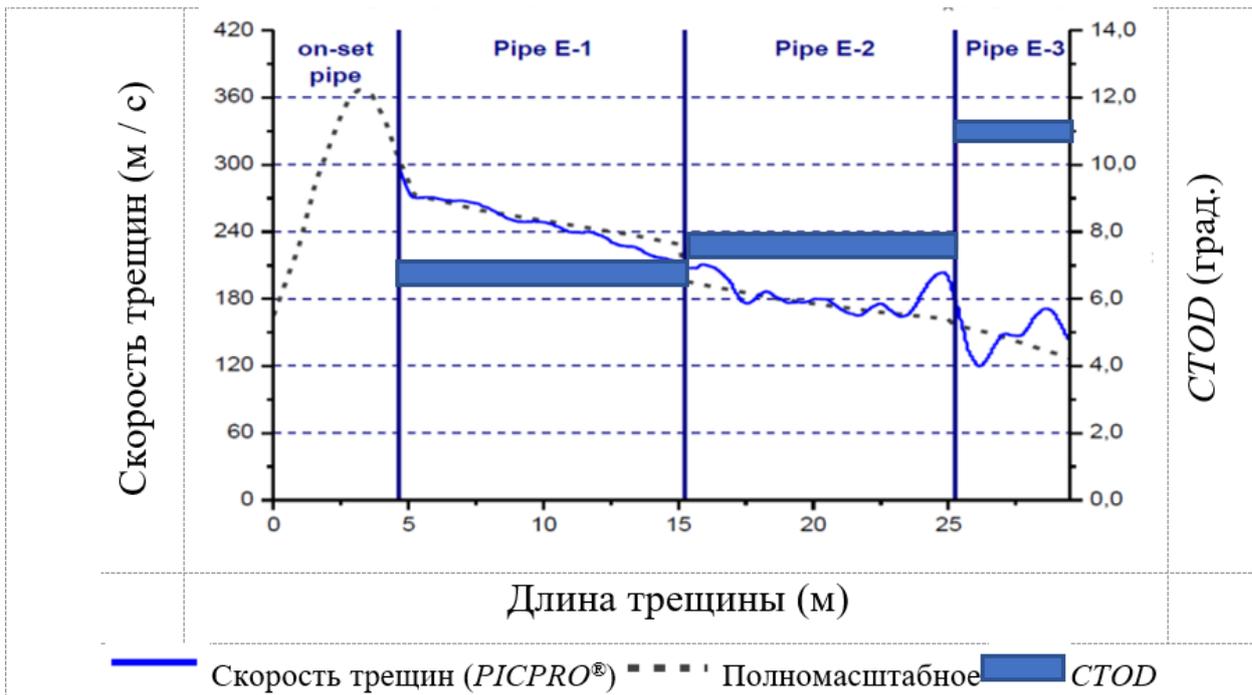


Рисунок 7 – Сравнение скорости распространения трещины при различных испытаниях: PICPRO®, полномасштабное испытание, критическое раскрытие трещины CTOD

При моделировании полномасштабного испытания на разрыв внутренним давлением с помощью метода конечных элементов (МКЭ), даже если свойства материала типа ударной вязкости известны благодаря использованию «обратной» программы, можно проводить различные численные анализы в целях исследования влияния конкретных интересующих нас параметров на закономерности разрушения [61], [62].

1.2.2 Оценка трещиностойкости по твёрдости составляющих микроструктуры

В исследовании [69] измеряли характеристики твёрдости составляющих микроструктуры (феррит и бейнит) в двухфазной трубопроводной стали. Также известны исследования [4], [70], [71] микромеханических характеристик трубной стали методом наноиндентирования. Данный метод использовали для измерения твёрдости микроструктур, модуля упругости и других механических свойств микрофаз в многофазных сталях и композиционных материалах [69], [72], [73], [74], [75], [76], [77], [78].

Измеренная нанотвёрдость бейнитной фазы составила от 3,8 до 4,9 ГПа, что намного выше, чем ферритной фазы, которая варьировалась от 1,75 до 2,3 ГПа. С учётом твёрдости и объёмной доли каждой микрофазы были предприняты попытки предсказать общую твёрдость, применяя простое правило смешивания (правило смесей или аддитивность). Его обычно используют для анализа прочностных свойств композиционных и многофазных материалов [79], [80], [81], [82], [83]. Анализ прогнозируемого значения общей твёрдости и экспериментально измеренного значения показал, что правило смешивания может успешно применяться для целей прогнозирования (рисунок 8).

Новая методология, основанная на нано- и микроиндентировании, выполняемом в широком диапазоне нагрузок, была разработана для определения вклада упрочнения каждой фазы. Экспериментальные данные о зависимости твёрдости от глубины вдавливания предоставляют богатый источник количественной информации, хотя для разделения вклада каждой фазы в упрочнение требуются модели на основе микромеханики. Эта методика была применена к двухфазным сталям, имеющим разный размер зерна и объёмную долю мартенситных включений. В этой конкретной системе источниками упрочнения являются упрочнение «монокристаллического» феррита (Пайерлс, упрочнение твёрдого раствора и упрочнение осадка), эффект размера зерна, упрочнение второй фазы и эффект размера вдавливания [84].

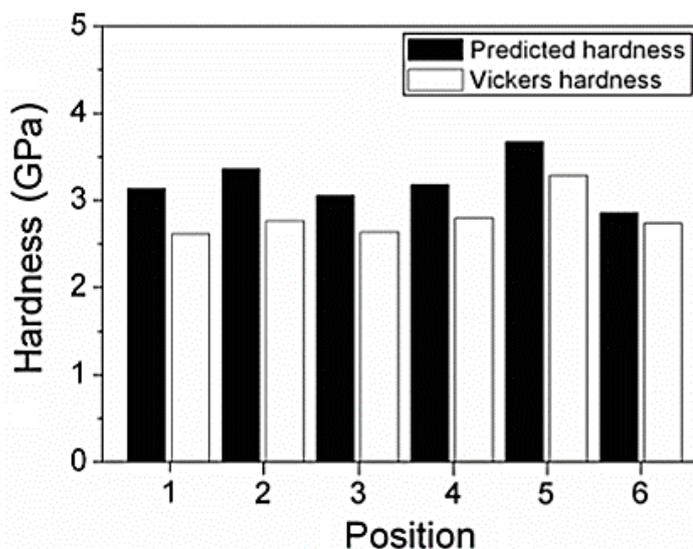


Рисунок 8 – Сравнение измеренной и расчётной твёрдости

С инженерной точки зрения прогноз общей твёрдости на основе твёрдости фаз может быть полезным при улучшении качества двухфазной (или многофазной) стали с высокими эксплуатационными характеристиками благодаря оптимизации объёмной доли составляющих фаз. Также данный метод будет актуален для контроля качества. Однако в качестве основополагающего контролирующего метода он применяться не может, так как прочность сильно зависит от качества связи между фазами. Более того, в сталях и сплавах, состоящих из нескольких слоёв с разной ориентацией структурных составляющих, окончательный отказ не всегда совпадает с началом повреждения.

1.3 Факторы, влияющие на ликвационную неоднородность

В литературе выделяют различные типы ликвации [85]. Мы остановимся на основных двух (рисунок 9). Первый тип – это внутрикристаллическая (дендритная) ликвация, проявляющаяся в объёме отдельных зёрен. Второй тип – это зональная ликвация (или неоднородность по плотности), наблюдаемая во всем объёме отливки сплава.

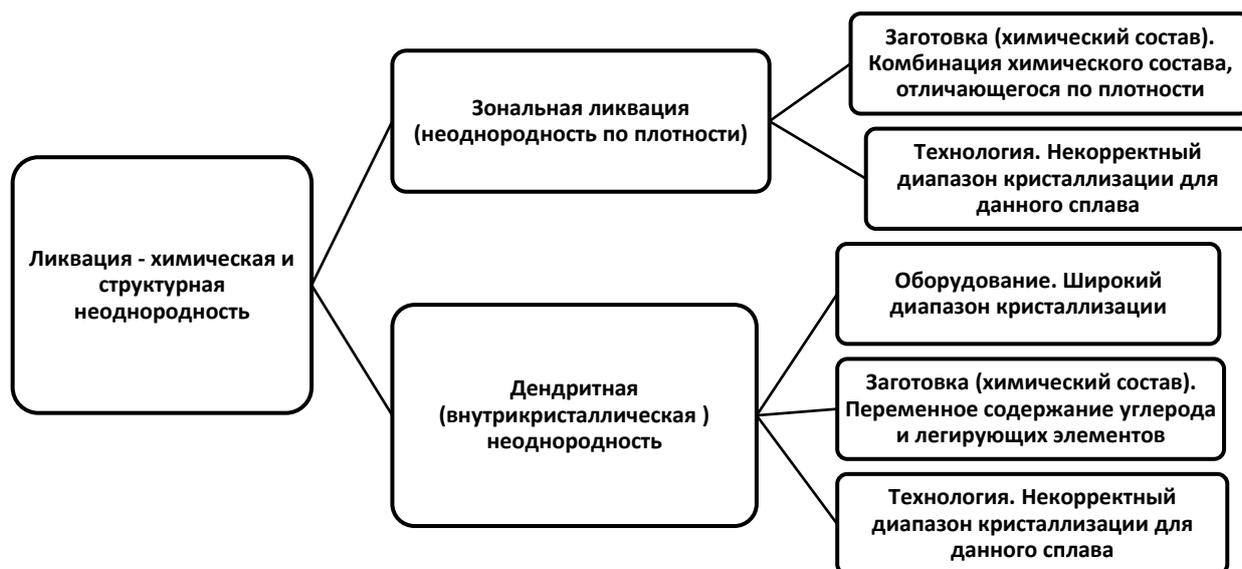


Рисунок 9 – Типы и причины ликвации

Процесс производства сталей новых марок является отчасти итерационным. Термин итерация чаще используют в математике и программировании, так как он означает повторение процесса до выполнения определенного условия. Ликвационная неоднородность является сопутствующим фактором, нарушающим сплошность проката, эффект которого необходимо минимизировать на последующих технологических операциях.

Перспективным направлением в разработке и совершенствовании металлических сплавов является эффективное комбинирование механизмов упрочнения, в идеале приводящие к синергетическим эффектам (возрастание эффективности в результате соединения, интеграции, слияния отдельных технических и технологических приёмов в единую систему за счёт так называемого системного эффекта). Уменьшение размера зёрен в металлических сплавах – один из наиболее очевидных и распространённых способов повышения прочности [86], [87], [88]. Однако одного лишь уменьшения размера зерна обычно недостаточно для производства оптимальных материалов. Например, ультрамелкозернистые стали, алюминиевые или медные сплавы обладают очень высокой прочностью, но почти не имеют равномерного удлинения [76], [89], [90], [91], [92], [93]. Устойчивость к пластической деформации может быть повышена путём

использования других методов упрочнения, таких как дисперсность второй фазы, бимодальное распределение зёрен по размерам или механически индуцированное фазовое превращение [76], [92], [93].

После контролируемой прокатки стали нередко формируется полосчатая структура, способствующая снижению показателей трещиностойкости и хладостойкости, а также повышению вероятности коррозионного разрушения стали [94].

В работах [95], [96] и [97] исследовано, что в ферритно-перлитной стали, прокатка которой завершается в двухфазной области, расщепления, перпендикулярные поверхности разрушения, образуются в результате формирования феррита определенной ориентации.

Дендритная неоднородность, при которой наследуется переменное содержание химических элементов в осях и межосных областях дендритов, также является причиной образования полосчатой структуры, вытянутой в направлении прокатки.

Существенное влияние на свойства стали оказывают неметаллические включения. Помимо влияния объёмной доли этих включений важное значение имеет их распределение, морфология и размеры, определяемые технологией производства сляба и непосредственно листа [98], [99], [100], [101], [102], [103].

Обобщая, можно выделить основные причины, объясняющие процесс ликвации:

1) невозможность реализации оптимальной технологии вследствие технических и технологических ограничений, некорректная технология вследствие технических и технологических ограничений. Сплавы, в отличие от чистых металлов, кристаллизуются в определенном интервале температур. Более того, кристаллизация в очень узком диапазоне технически и технологически затруднительна. Авторами работы [104] доказана закономерность, что чем шире температурный интервал кристаллизации сплава, тем сильнее склонность сплава к образованию ликвации;

2) технология, не адаптированная для данной химической композиции;

3) химический состав, повышающий склонность к ликвации. На ликвационную неоднородность могут влиять углерод, легирующие и микролегирующие элементы, а также неметаллические включения.

В литературе [85] известен эффект повышения хрупкости и уменьшения стойкости быстрорежущей стали в результате недостаточной деформации и образования карбидной ликвации. Карбидная ликвация в данном случае представляет собой участки неразрушенной эвтектики, вытянутые в направлении деформации.

Важное значение имеет понятие «интенсивность сегрегации» химических элементов, приводящая к ликвации [105], [106], [107] (рисунок 10). По мнению авторов работы [104], данное понятие также тесно связано с температурой Дебая (рисунок 11, а).

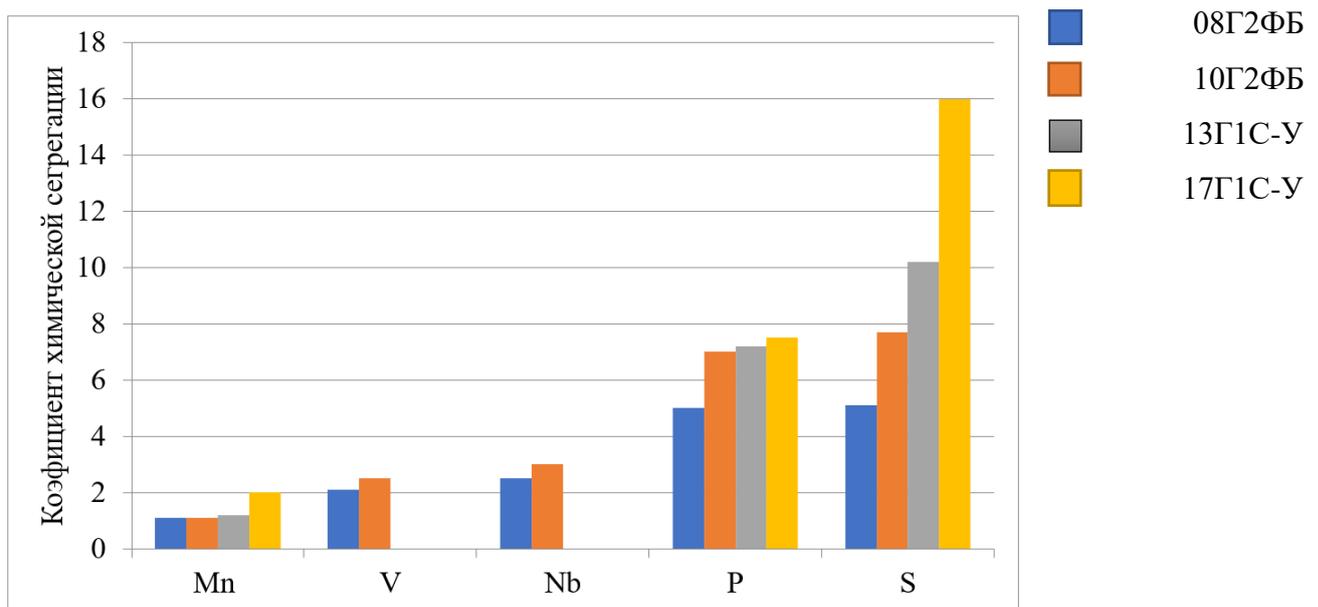


Рисунок 10 – Интенсивность сегрегации химических элементов, выраженная через коэффициенты их сегрегации в центральной зоне листов из сталей 08Г2ФБ, 10Г2ФБ, 13Г1С-У, 17Г1С-У [107]

Для элементов *Cr*, *Si*, *Cu* и *Ni* также прослеживается линейная зависимость коэффициента ликвации [108] в функции температуры Дебая. Температурные режимы обработки металлов также связаны с температурой Дебая. Например,

температура рекристаллизации для Mo, Ti, Cu и Sn зависит от температуры Дебая (рисунок 11, б). Процесс образования ликвации в значительной степени определяется вязкостью расплавленного металла [109], которая, в свою очередь, связана с температурой Дебая (рисунок 12). Таким образом, процесс ликвации непосредственно связан с температурой Дебая химических элементов. Обобщая значимость данных корреляционных связей можно сделать вывод о возможности снижения ликвационной неоднородности путём коррекции химического состава и технологических воздействий.

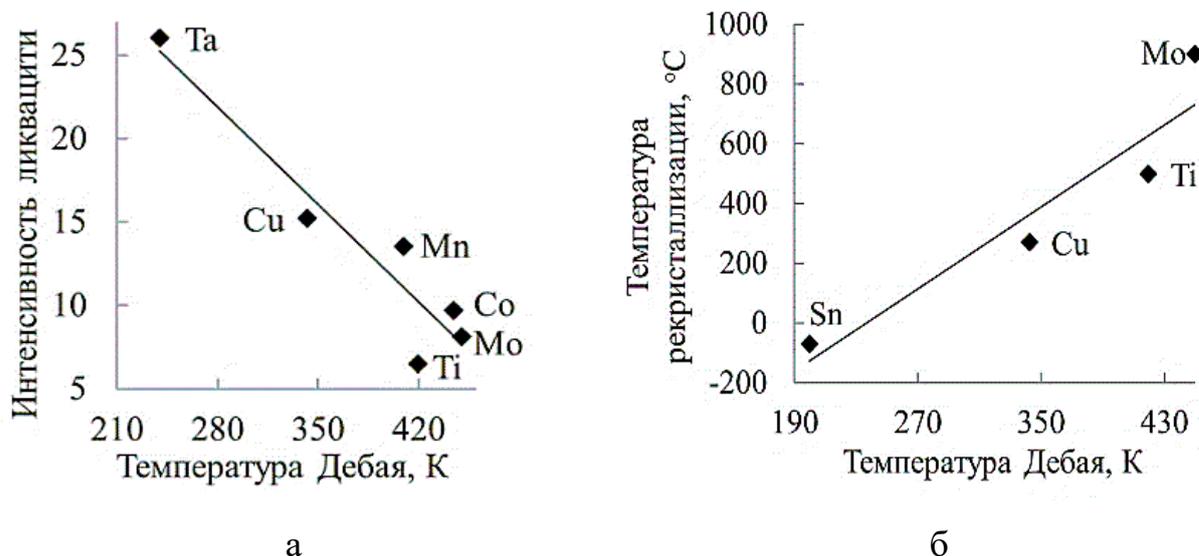


Рисунок 11 – Зависимость интенсивности ликвации (а) и температуры рекристаллизации (б) от температуры Дебая

Физико-механические свойства химических элементов, входящих в состав сплава, определяют интенсивность перемешивания металлов и сплавов в объёме слитка или отливки, зарождение неметаллических включений, рост кристаллов и диффузию легирующих элементов [105], [110], [111], [112],

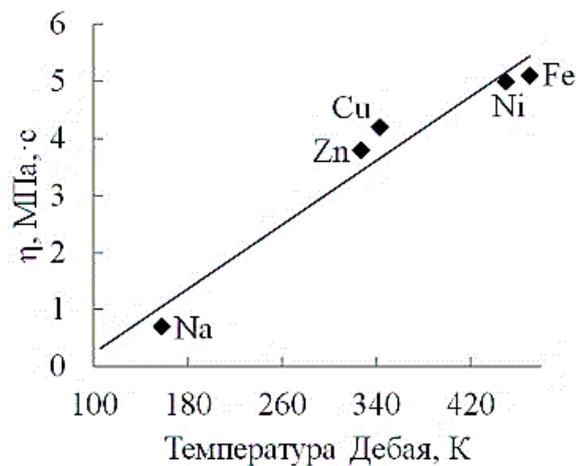


Рисунок 12 – Зависимость вязкости η расплавленного металла от температуры Дебая

Одним из эффективных способов решения проблемы ликвационной неоднородности является применение системы электромагнитного перемешивания стали в процессе её разливки и кристаллизации.

Другим эффективным способом является осуществление мягкого обжата формирующейся слябовой заготовки на заключительной стадии кристаллизации. При мягком обжате происходит уплотнение литой структуры, устранение осевой рыхлости, а также движение жидкой фазы к границам кристаллизации дендритов. Кроме того, некоторое выдавливание насыщенной ликвирующими элементами жидкой стали снижает уровень ликвационной неоднородности в разливаемом на машине непрерывного литья заготовок слябе [113], [114], [115].

Одним из критериев при разработке режимов прокатки является отсутствие элементов, нарушающих сплошность структуры ТЛП. К таким элементам могут относиться ликвационные полосы и химическая неоднородность, способствующие развитию склонности к образованию лавинообразного разрушения ТБД.

1.4 Современная концепция разработки сталей для труб большого диаметра с повышенным комплексом механических свойств

Материал, предназначенный для производства ТБД, должен обладать не только прочностными и пластическими свойствами, но и высоким сопротивлением хрупкому разрушению, а также меньшей склонностью к различным видам коррозионного разрушения. С этой точки зрения важен химический состав трубных сталей, который нормируется по основным, микролегирующим и примесным элементам.

Обеспечение комплекса сложных механических свойств и регламентируемой структуры требует строгого ограничения вредных примесей и газов. Содержание серы в поставках материала, предназначенного для ТБД, обычно не превышает 0,005% при требованиях не более 0,010% (для сталей хладостойкого исполнения 0,005%). Текущий уровень производства позволяет достичь значений 0,001-0,002% и менее. Сера является причиной такого явления как красноломкость стали, а также снижает ударную вязкость и пластичность стали. В связи с этим удаление серы и фосфора – одна из главных задач внепечной обработки сплавов, ограничение таких газов, как азота – не более 0,007%, водорода и кислорода – не более 0,0002%. Азот и кислород в стали находятся в виде неметаллических включений (оксидов), в виде твёрдого раствора или в свободном виде в дефектных участках сплава. Примеси внедрения газов концентрируются на границах зёрен и образуют выделения нитридов и оксидов, повышая анизотропию свойств и приводя к структурной неоднородности сплава, как следствие, снижают трещиностойкость стали и повышают порог хладоломкости.

Авторами работ [94], [104], [107], [109], [116], [117] доказано негативное влияние химической, а в дальнейшем и структурной неоднородности на механические свойства проката, а также микроструктуру, в частности, на снижение характеристик прочности и трещиностойкости.

Важным регламентируемым показателем является значение углеродного эквивалента C_3 с ограничением до 0,43% и параметра сопротивляемости растрескиванию при сварке $P_{ст}$ не более 0,23%, а в ряде спецификаций предусматривается ужесточение требований до $C_3 \leq 0,38$ и $P_{ст} \leq 0,20$. Данные требования обусловлены двумя основополагающими факторами: тяжёлыми климатическими условиями для процесса сварки, а также необходимостью предотвращения дефектов сварочного шва [118], [119].

С появлением высокопрочных сталей с повышенным комплексом механических свойств стало возможным формирование уникальной по протяжённости и производительности системы российских магистральных газопроводов. Тем не менее, постоянно растущие технические требования к трубам для магистральных газопроводов и жёстко ограниченные возможности использования дорогих и дефицитных легирующих элементов из-за очень больших объёмов потребления привели к разработке новых экономичных сталей и внедрению новейших технологических процессов их производства.

В результате анализа мирового производства и потребления трубных сталей для ремонта и строительства новых трубопроводов однозначно можно утверждать, что в данный момент потребителям важно не столько повышение категории прочности, сколько определённые свойства стали: коррозионная стойкость, хладостойкость и сейсмостойкость. В соответствии с диаграммой потребления проката (рисунок 13) самым востребованным является сталь класса прочности К60 [120].

Как следует из анализа литературы, современные способы повышения качества сталей, а также способы разработки новых сталей под постоянно изменяющиеся требования можно разделить на три основных вида: формирование мелкозернистой структуры, создание рационального химического состава и удаление/ограничение вредных примесей (рисунок 14).

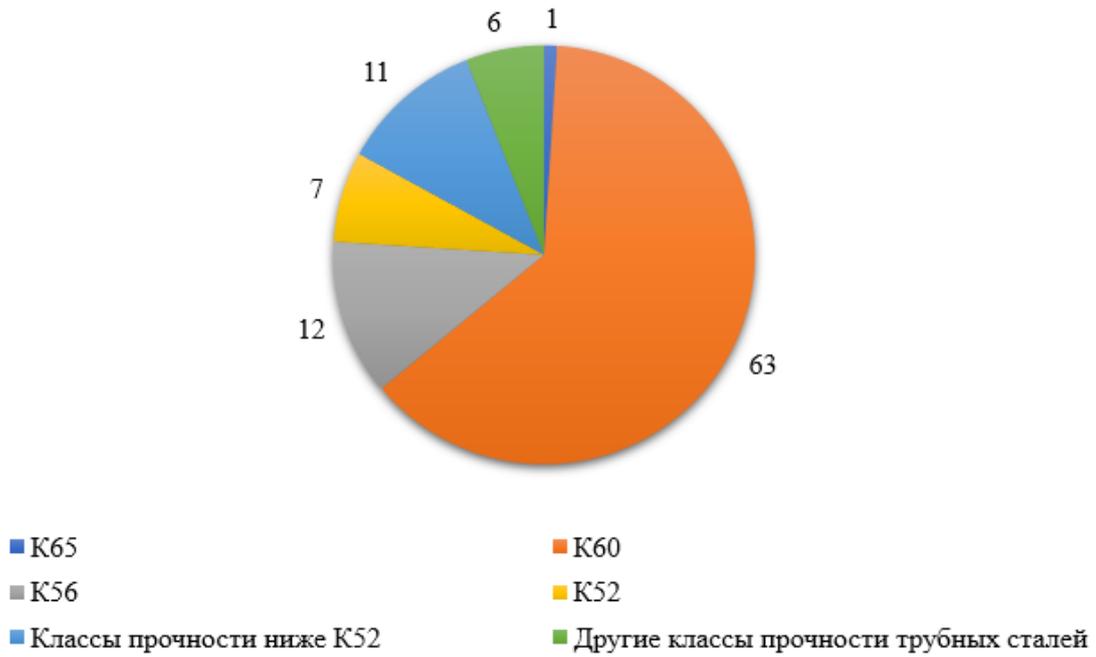


Рисунок 13 – Востребованность толстолистого проката различных классов прочности (%)

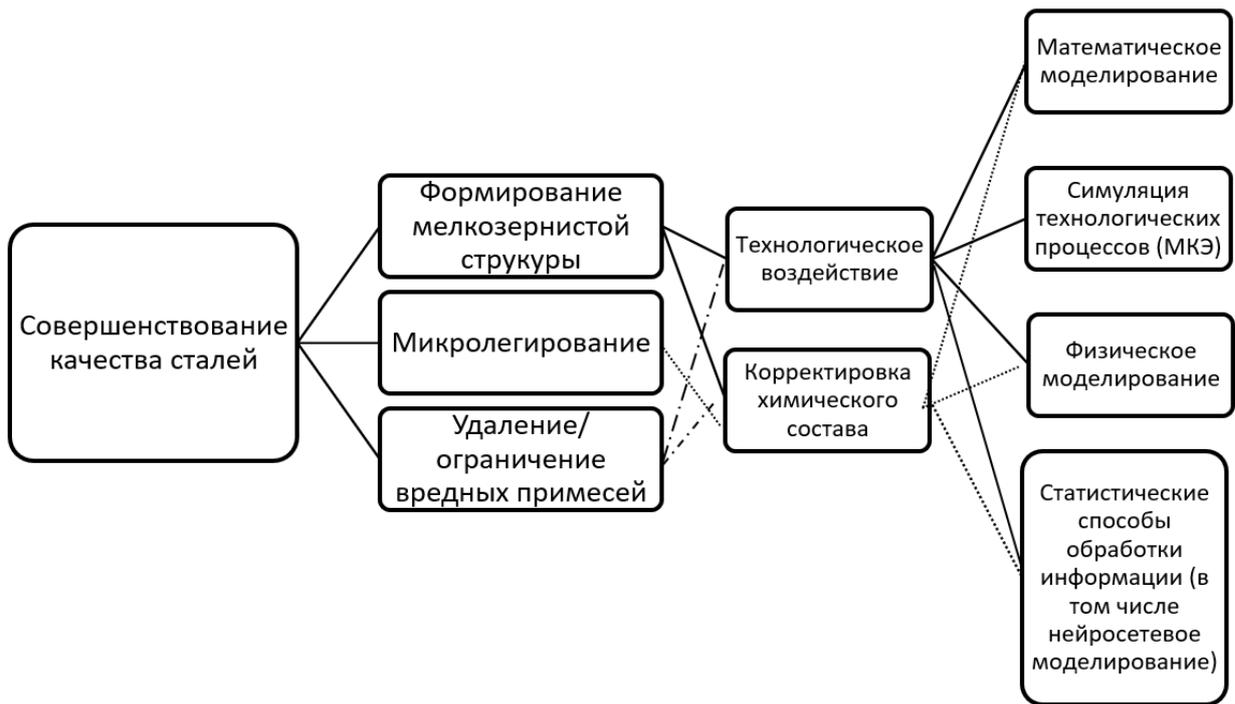


Рисунок 14 – Современная концепция совершенствования низколегированных высокопрочных сталей

Способ формирования ультрамелкозернистой структуры в ферритно-бейнитной стали является одним из перспективных направлений одновременного повышения прочностных, пластических свойств и свойств, необходимых для

эксплуатации в различных регионах/условиях (коррозионная стойкость, сероводородная стойкость, хладостойкость, сейсмостойкость и т.д). Формирование такой структуры стало возможным благодаря управлению режимами контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением (технологическое воздействие) и корректной концепции легирования (корректировка химического состава сплава). Синергетический эффект от данных воздействий позволяет управлять процессами рекристаллизации и фрагментации аустенита и наследования субзеренной структуры горячедеформированного аустенита при фазовом превращении и формирует мелкозернистую однородную ферритно-бейнитную структуру [121], [122]. Варьирование химическим составом и технологические воздействия повышают не только прочностные характеристики, ударную вязкость, но и коррозионную стойкость и сопротивление хрупкому разрушению ТБД [123].

Широкие возможности совершенствования химического состава открываются за счёт микролегирования.

Для повышения хладостойкости проката, снижения структурной неоднородности и обеспечения необходимого уровня свариваемости в заводских и полевых условиях принимают содержание углерода в пределах 0,03-0,07%. Однако при этом снижаются механические характеристики (σ_T , σ_B) и степень упрочнения стали (σ_T/σ_B). Поэтому современные стали микролегируют ниобием.

Современные стали с ферритно-бейнитной микроструктурой для ТБД микролегируют ниобием (до 0,08%) для увеличения температурного диапазона контролируемой прокатки благодаря более раннему торможению рекристаллизации. Микролегирование обеспечивает дисперсионное упрочнение стали выделяющимися в ферритной матрице карбонитридами, а находящийся в твёрдом растворе ниобий также способствует расширению бейнитной области благодаря задержке $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Дополнительно легируют сталь химическими элементами, повышающими устойчивость аустенита к перлитному превращению: Ni, Mo, Cr, Cu. Легирование этими элементами также выполняет компенсационную функцию в качестве замены углерода: упрочнение твёрдого

раствора в стали. Для улучшения свойств стали, таких как хладостойкость, выполняют легирование никелем. Микролегирование бором в микродозах компенсирует дорогостоящие легирующие элементы (Ni , V , Ti) [124], [125], [126], [127], [128], [129].

И третий вид, способствующий повышению качества сталей и разработке новых – удаление/ограничение вредных примесей.

Обязательным условием получения высоких показателей ударной вязкости является обеспечение высокой чистоты стали по вредным примесям (сера, фосфор, азот и т.д.). Гарантировать общее качество стали, механические свойства и повышенный комплекс эксплуатационных свойств (коррозионная стойкость стали, ударная вязкость и пр.) невозможно без контроля массовой доли серы и формы сульфидов. Для улучшения свариваемости, особенно ТЛП, азот ограничивают до 0,005-0,006%, а для его связывания вводят титан в стехиометрическом соотношении с азотом.

Перспективные направления разработки и повышения качества низколегированных сталей для ТБД включают в себя:

1) выбор легирующих (Mo , Ni , Cu , Cr -до 0,3%) и микролегирующих (Nb или V до 0,1%) элементов в стали применительно к конкретным условиям эксплуатации ТБД на основе результатов современных методов обработки большого количества статистических данных в режиме реального времени:

- повышение содержания марганца (не менее 1,8%). Однако в ряде исследований показана связь между ликвацией и содержанием марганца в сплаве;

- использование легирующих элементов, тормозящих превращение в перлитной области и снижающих температуру превращения (Mo , Cr , Ni , Cu , а также поиск других) [130], [131];

2) снижение содержания углерода до 0,03-0,06%;

3) реализация бейнитного превращения для повышения прочности и хладостойкости;

4) снижение вредных примесей (сера, фосфор), а также:

- снижение содержания газов (водород, азот -для обеспечения качества стали хорошей свариваемости);
- модифицирование сульфидов кальцием;
- снижение количества неметаллических включений.

5) выбор и адаптацию технологических режимов обработки металлов давлением (контролируемой прокатки, КП) и ускоренного охлаждения (УО) на основе современных методов обработки большого количества статистических данных в режиме реального времени для повышения механических и эксплуатационных свойств (в том числе разработка сейсмостойких сталей с повышенной трещиностойкостью) проката.

Важную роль в формировании трещиностойкости материалов играет фазовый состав, размер и ориентация зерна, которые закладываются на стадии кристаллизации слитка (прямая корреляция от соотношения размеров дендритных и столбчатых составляющих слитка). Однако окончательное формирование свойств материала и зерна, в частности, зависит от температурно-деформационных режимов контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения.

Использование технологии КП+УО для измельчения зерна по сравнению с традиционной КП позволяет получать существенный прирост прочностных свойств без снижения ударной вязкости и хладостойкости, а также варьировать свойства проката одного химического состава и толщины в широком диапазоне. УО листов позволяет заменить ферритно-перлитную структуру стали после традиционной КП мелкозернистой ферритно-бейнитной структурой с пониженным уровнем полосчатости. По сравнению с традиционной контролируемой прокаткой КП+УО даёт возможность получать заданный уровень прочности при пониженном содержании углерода и легирующих элементов, что ведёт к улучшению свариваемости стали. Применение УО позволяет снизить нагрузки на стан из-за повышенной по сравнению с традиционной КП температурой конца прокатки и повысить темп прокатки за счёт сокращения паузы при подстуживании раскатов [132], [133], [134].

1.5 Выводы по главе

1. Чтобы обеспечить свойства высокопрочного толстолистого проката, способствующие безаварийной работе магистральных трубопроводов в условиях повышенной сейсмичности, необходимо

-определить рациональный химический состав стали, удовлетворяющий в том числе ограничениям на величину углеродного эквивалента;

-выбрать технологию производства, которая позволит при выбранном химическом составе получить заданные значения механических свойств и показателей трещиностойкости, а также высокую равномерность распределения указанных характеристик по длине листа.

2. Анализ известных причин и механизмов разрушения ТБД, а также существующих методик оценки трещиностойкости, в том числе конечно-элементным моделированием и оценкой твёрдости составляющих микроструктуры, показал необходимость применения испытаний трещиностойкости листового проката с моделированием условий сейсмического воздействия.

3. Существенным фактором трещиностойкости толстолистого проката является полосчатость структуры, которая образуется в результате деформации ликвационной неоднородности. В литературе широко представлены результаты исследований о влиянии различных химических элементов на ликвационную неоднородность, но недостаточно данных о влиянии тех же элементов на количественную характеристику полосчатости (балл полосчатости). Проанализировано влияние на микроструктуру, механические свойства и ликвационную неоднородность проката таких элементов, как сера, фосфор, углерод, марганец, ванадий, кремний, бор, фосфор, алюминий, ниобий и титан. Выявлена необходимость анализа химической композиции на характеристики разрушения стали и балл полосчатости.

4. Разработка современных высокопрочных материалов невозможна без адекватной оценки окончательных и промежуточных свойств материалов. В связи с этим требуется комплексное решение: разработка материалов, заключающаяся в рамках данной работы в создании алгоритма, позволяющего выбрать эффективные режимы обработки металлов давлением на основе оценки механических свойств проката и трещиностойкости.

В результате анализа была поставлена **цель** исследования – совершенствование технологии производства толстолистого проката с уникальным комплексом механических свойств, в том числе трещиностойкости и с пониженным баллом полосчатости для магистральных трубопроводов, эксплуатируемых в условиях повышенной сейсмичности.

Задачи, решаемые для достижения цели:

1. Изучение причинно-следственных связей механики разрушения труб большого диаметра, которые эксплуатируют в качестве нефтегазопровода в сейсмоактивных регионах.

2. Выбор композиций микролегированных сталей по критериям трещиностойкости, прочности, пластичности и выносливости к циклическим нагрузкам, близким по спектру к нагрузкам в сейсмоактивных регионах.

3. Разработка математических моделей эволюции структуры, напряженно-деформированного состояния заготовки из толстого листа в процессе горячей прокатки при наличии ликвационной неоднородности и определение рациональных режимов термомеханической обработки по итогу моделирования процесса горячей прокатки.

4. Определение критериев соответствия заготовки из толстого листа условиям эксплуатации труб большого диаметра, в частности сейсмостойчивости, путём проведения натуральных экспериментов по исследованию трещиностойкости с последующим анализом макроструктуры излома.

5. Разработка практических рекомендаций, направленных на совершенствование технологии производства толстолистого проката для труб

большого диаметра, которые будут удовлетворять условиям эксплуатации магистральных нефтегазопроводов в сейсмоактивных регионах.

2 РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ТОЛСТОЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ С ДЕФЕКТОМ ЛИКВАЦИОННАЯ ПОЛОСА

При экспериментальных исследованиях важную роль играют поиски рациональной последовательности и объёма получения опытных данных о параметрах изучаемого объекта. Планирование эксперимента позволяет получить максимум информации при минимальных ресурсах в короткий срок. Методы математического планирования экспериментов существенно облегчают процесс достижения цели эксперимента и сокращают статистическую обработку результатов измерений. В отличие от традиционных «пассивных» статистических методов математическое планирование эксперимента является активной процедурой, определяющей довольно жёсткую схему проведения испытаний и анализа полученных данных. Планирование эксперимента достигает наибольшего эффекта тогда, когда задача поставлена корректно, а отправные данные выбраны рационально.

При постановке любого исследования необходимо решить дилемму: с одной стороны, для получения достоверных результатов нужно провести большое число опытов, с другой стороны, экономия средств и времени требуют проведения минимально возможного количества испытаний. Решение этой проблемы основано на гипотезе о нормальном законе распределения результатов измерений, разброс которых обусловлен неизбежной погрешностью выбранного экспериментального метода и неоднородностью свойств изучаемого объекта [135].

При математическом планировании эксперимента полагаем, что существует некоторая аналитическая зависимость между факторами и параметрами процесса и требуется найти минимально необходимое число опытов и условия их проведения, т.е. построить математическую модель процесса. В нашем случае это процесс горячей прокатки толстолиствого (высокопрочного) металла для нефтегазовой отрасли. Установив зависимость выходного параметра от факторов в форме математической модели, можно спрогнозировать характеристические свойства изделий из металлопродукции.

В работе был выбран программный комплекс DEFORM-3D. Система DEFORM – это система имитации технологического процесса, основанная на МКЭ. В отличие от программ инженерного анализа общего назначения система DEFORM производит моделирование операций обработки металлов давлением. Графический интерфейс пользователя позволяет обеспечить соответствующую подготовку данных и выполнить их анализ наиболее точным методом, так как он является специализированным инженерным программным комплексом для анализа процессов обработки металлов давлением, термической и механической обработки. Ключевым компонентом данной программы является возможность работы с полностью автоматизированной и оптимизированной системой, решающей вопросы, связанные с деформацией металлов и сплавов.

Комплекс DEFORM позволяет выбирать метод для решения системы линейных алгебраических уравнений исходя из типа поставленной задачи, что позволяет достичь высокой точности возникающих в задачах теплопередачи и деформации. Для моделирования теплопередачи и деформирования можно использовать прямой метод Skyline (Sparse, решатель разреженных матриц) или методы CG (Conjugate Gradient, решатель сопряжённых градиентов) и GMRES (отдельный решатель для использования при многопроцессорном режиме). Параллелизм достигается при помощи MPI (Message Passing Interface, интерфейс передачи сообщений, позволяющий обмениваться сообщениями между процессами, выполняющими одну задачу). Изменить тип решателя возможно через элементы управления итерацией. Элементы управления итерацией устанавливают критерии, необходимые для решателя, который находит решение каждого шага моделирования задачи по МКЭ.

2.1 Постановка задачи планированного эксперимента

Математически задача планирования эксперимента обусловлена поиском уравнения поверхности отклика

$$Y = \phi(x_1, x_2, \dots, x_n), \quad (1)$$

где Y – параметр оптимизации;

x_i – варьируемые факторы.

Поскольку математическое планирование эксперимента связано с изучением формы поверхности отклика, оптимальные значения параметра будут соответствовать экстремальным точкам этой поверхности.

Часто функцию Y представляют в виде степенного ряда, поскольку предположить геометрическую форму поверхности невозможно, а записать её в интегральной интерпретации логично:

$$Y = b_0 + \sum b_i x_i + \sum b_{ij} x_i x_j + \sum b_{ijr} x_i x_j x_r + \dots, \quad (2)$$

где b – коэффициенты регрессии.

Как правило, поверхность отклика изучают в узком интервале варьирования факторов, поэтому без большой ошибки можно отбросить члены высших порядков.

Матрицу планирования для трёх факторов, варьируемых на двух уровнях, получают из матрицы для двух факторов при повторении её дважды: один раз при значении x_3 на нижнем уровне, второй – на верхнем. Аналогично составляют матрицы для четырёх, пяти и более факторов.

На основе литературного анализа [8], [106], [121], [136], [137], [138], [139], [140], [127] определили факторы, которые оказывают влияние на процесс горячей прокатки:

- температура нагрева и её изменение во время прокатки;
- время пауз и связанные с ним процессы статической рекристаллизации;
- режим охлаждения валков и полосы зависит как от естественных процессов теплопередачи, так и от искусственно создаваемых условий интенсивности подачи смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ);
- динамика работы прокатного стана, обуславливающая различия в скоростях деформации на стадиях разгона и торможения;

- анизотропия материала, унаследованная от литья и приобретённая в результате деформации;
- тепловыделение от энергии пластической деформации с возможной локализацией зон такого процесса;
- типологические характеристики взаимодействия прокатных валков с заготовкой (листом) с учётом подачи СОЖ.

Проанализировали и ранжировали совокупность перечисленных факторов на основе исследований [8], [139], [140]. Определили четыре наиболее значимых: температура заготовки, окружная скорость вращения рабочих валков, величина обжатия и показатель трения в зоне контакта валок–заготовка.

Определили уровни варьирования каждого из факторов (таблица 1).

Таблица 1 – Уровни варьирования ранжированных факторов

Варьируемый фактор	Границы варьирования	
	min	max
Температура, t , °С	930	1220
Окружная скорость рабочих валков при макс. диаметре рабочего валка, v , м/с	1	3,17
Величина обжатия за проход, ε , %	6	25
Показатель трения в зоне контакта валок–заготовка m	0,5	0,85

На сегодняшний день процесс прокатки качественно изучен и связь между данными факторами установлена. Сопротивление деформации ТЛП характеризует уравнение:

$$\sigma_s = k_0 u^{k_u} \varepsilon^{k_\varepsilon} \exp(-k_t t), \quad (3)$$

где u – скорость деформации, 1/с;

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{h_0}{h_1}\right) - \text{истинная деформация};$$

t – температура металла, °C;

$k_0, k_u, k_\varepsilon, k_t$ – термомеханические коэффициенты.

Отдельно следует дать определение показателю трения в зоне контакта валок-заготовка m – это отношение силы трения к сопротивлению сдвигу [141].

Окружную скорость рабочего валка характеризует выражение [142]:

$$v = \frac{\pi D n}{60}, \quad (4)$$

где D – диаметр рабочего валка, м;

n – угловая скорость вращения валков об/мин.

Уравнение (3) справедливо при таких условиях, как сплошность и однородность, изотропность. Ввиду того, что готовый прокат несплошный в силу ряда технологических обстоятельств, справедливость уравнения (3) под вопросом.

2.2 Начальные и граничные условия моделирования

В работе при моделировании технологического процесса прокатки с дефектом ликвационная полоса приняты следующие допущения:

- схема напряжённо-деформированного состояния – объёмная и потому рассматривается $\frac{1}{4}$ сляба (процесс является симметричным);
- учитываем теплообмен между заготовкой и окружающей средой (20°C), теплообменом между валками и слябом пренебрегаем на основании того, что доля теплообмена между валками и заготовкой значительно меньше, чем теплообмен между заготовкой и окружающей средой;
- эволюция структуры учитываем благодаря введению дополнительной модели осевой химической неоднородности – ликвационной полосы;
- эволюцию микроструктуры и фазовые превращения в стали не учитываются;

- тип объекта: валки абсолютно жёсткие; заготовка вязкопластичная;
- реология основного металла и ликвационной полосы (*рисунок 15*).

Характеристику пластического материала объекта задают функцией или параметрами напряжения пластического течения:

- деформируемый материал однородный и изотропный во всём объёме, за исключением ликвационной полосы в середине листа;
- для оценки возможности развития ликвационной полосы в процессе деформации используется критерий изменения толщины ликвационной полосы: $\Delta h = h_1 - h_2$, где h_1 – толщина ликвационной полосы до прокатки, а h_2 – толщина ликвационной полосы после прокатки;
- модель разрушения, необходимая для вычисления характеристик разрушения, Кокрофта-Лэфема (модель вязкого разрушения):

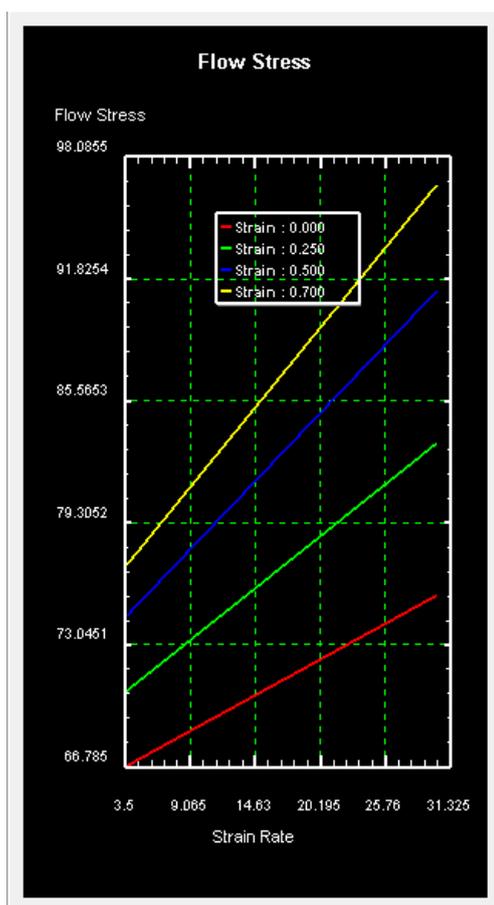
$$C = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \frac{\sigma_{max}}{\bar{\sigma}} d\varepsilon.$$

Необходимость и достаточность измельчения сетки конечных элементов для основного металла и металла ликвационной полосы определяли на основе двух критериев:

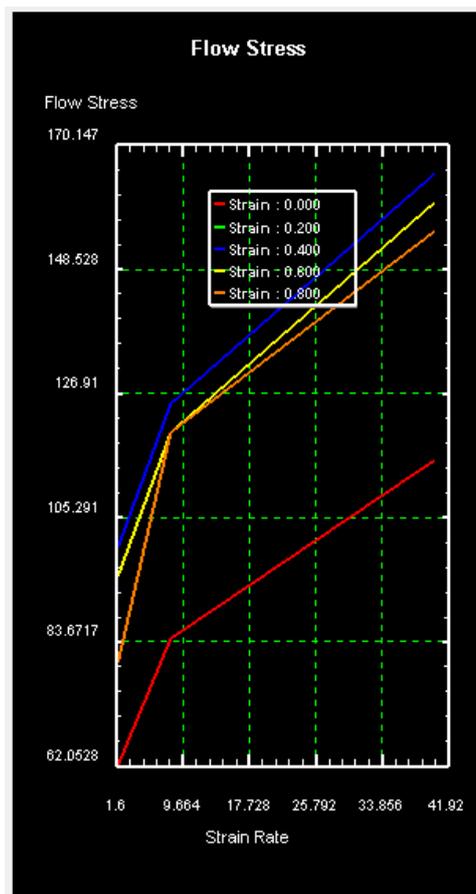
- 1) минимальный размер сетки не превышает $\frac{1}{2}$ минимального размера элемента геометрии.
- 2) на основе метода последовательных приближений изменение максимальных напряжений не должно превышать 5% при дальнейшем измельчении сетки.

В работе поставлена задача с объектами сложной деформации структуры, а именно моделирование прокатки неоднородной среды, а именно стального раската с ликвационной полосой в осевой области. Также требуется повышенная точность в решении задачи для сравнения режимов обработки металла давлением. В связи с данными факторами было принято решение выбрать прямой решатель.

Итерационный метод был выбран по методу Ньютона-Рафсона, так как именно в этом методе наиболее оптимально сходятся итерации.



а



б

Рисунок 15 – Реология основного металла (а) и ЛП (б) при температуре 1200°C

Неоднородность материала была смоделирована как тонкий слой материала с повышенными прочностными характеристиками (250 мкм) вдоль плоскости симметрии ТЛП (рисунок 16).

Исходя из литературного анализа толщина ликвационной неоднородности при численном моделировании задаётся в различных пределах от нескольких микрон до 5,00 мм [98], [143], [144]. Задание толщины ликвационной полосы в наименьшем размере позволит оценить влияние технологического воздействия при наихудших условиях, а значит, выбрать наиболее эффективные режимы для снижения дефекта. Цифровой и графический анализы позволяют оценить разные напряжения в очаге деформации основного листа и ликвационной полосы, а также

высокая точность модели позволяет провести анализ изменения толщины ликвационной полосы с точностью до шестого знака.

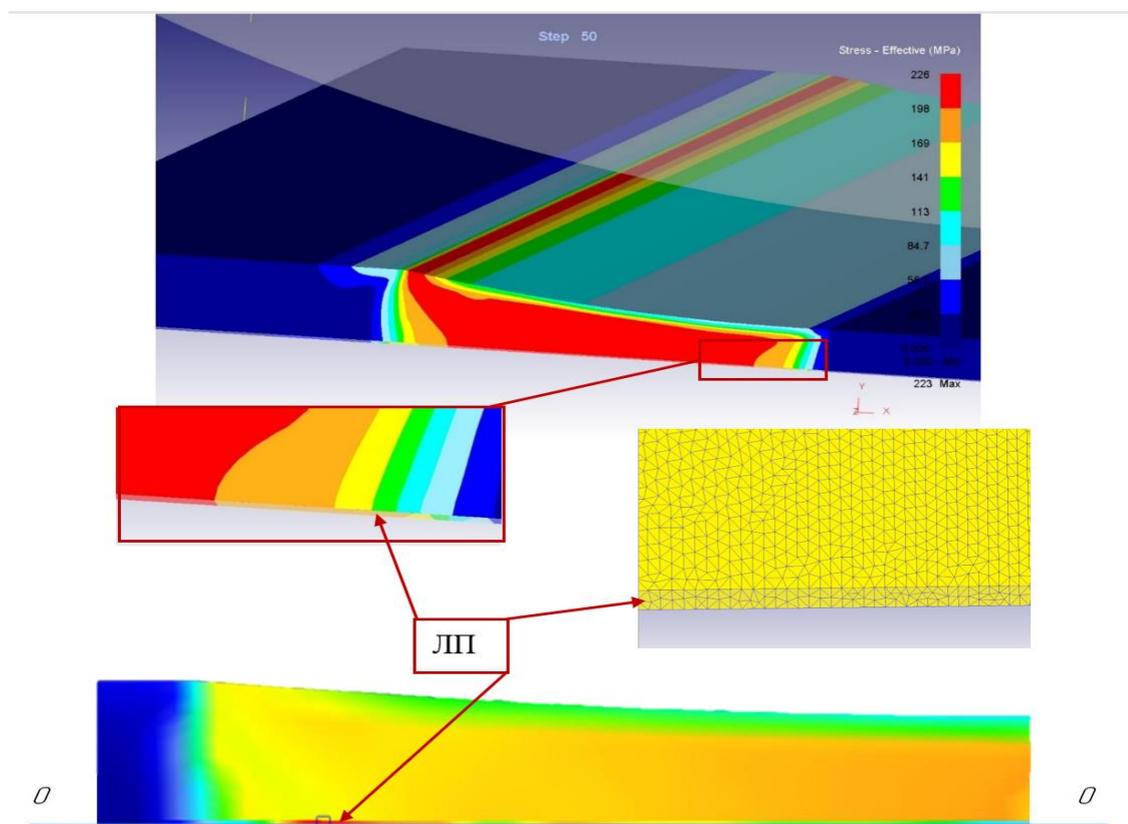


Рисунок 16 – Объемное моделирование процесса прокатки

Для изучения явлений, сопровождающих процесс прокатки ТЛП с заранее известной и заданной областью несплошности, необходимо было установить зависимость сопротивления деформации среды несплошности (ликвационной полосы (ЛП)) от факторов, определённых в таблице 1 на основе математического моделирования.

Таким образом, по итогам ранжирования весомых факторов определены четыре величины и диапазоны их варьирования. Предполагается, что остальные факторы также оказывают влияние, но эффекты от их варьирования учтены при моделировании каждого технологического прохода процесса прокатки. Например, время пауз (выдержки) между операциями прокатки учтено при задании начальных значений факторов варьирования, в частности по температуре заготовки перед проходом.

2.3 Выбор плана эксперимента

Одним из критериев оптимальности планов можно считать число опытов в них. Наиболее экономными по количеству опытов являются планы, предложенные Хартли [145]. Их достоинствами являются композиционный принцип построения и близость к Д-оптимальным планам.

Величины факторов представили в качестве безразмерных переменных, когда каждая величина X_i представлена выражением:

$$X_i = \frac{x_i - x_{0i}}{\Delta x_i}, \quad (5)$$

где x_{0i} и Δx_i – значения уровня и интервалов варьирования i -го фактора.

Моделирование процесса прокатки выполнено на примере ТЛП К60 как наиболее востребованного, в том числе для применения в условиях повышенной сейсмичности.

Каждому из отобранных факторов (температура, скорость рабочих валков, величина обжатия за проход, а также показатель трения) определены нулевой (основной) уровень, диапазон и шаг варьирования (таблица 2). Границы варьирования определяли на основе литературных и производственных данных, а также возможностей стана 5000 ПАО «ММК».

В общем случае количество опытов в эксперименте, когда реализуют все возможные сочетания уровней факторов, $N=n^r$,

где r – число факторов;

n – число уровней.

В нашем случае количество опытов $N=3^4=81$ (без учёта повторений каждой реализации), а при использовании математического планирования эксперимента количество опытов сокращено до 20. Матрица плана эксперимента представлена в таблице (таблица 3).

Поскольку исследуемым объектом эксперимента является математическая модель, реализуемая в среде программного комплекса *DEFORM-3D*, то при повторе решения центра плана будет идентичный результат. Тогда, чтобы избежать идеальности, не свойственной процессам ОМД, были приняты в расчёт не усреднённые значения, а два крайних и два близких к среднему значения. Таким образом, поле распределения деформаций было разделено на три равных диапазона значений сопротивления деформации среды несплошности ТЛП.

2.4 Моделирование процесса толстолистовой прокатки

При выборе режима обработки ТЛП, как правило, руководствуются энергосиловыми параметрами, возникающими в процессе ОМД, по которым определяют производительность в соответствии с эксплуатационными характеристиками оборудования. Далее выполняют корректировки режимов в зависимости от следующих факторов: наличие дефектов, появляющихся в процессе прокатки; дисперсия физико-механических свойств ТЛП, коррелирующая с периодичностью поставки сырья.

Целью поиска рационального режима ОМД является наличие скрытых дефектов типа ЛП и других включений, снижающих трещиностойкость высокопрочного ТЛП.

Была решена объёмная задача прокатки стали категории прочности К60, в теле заготовки которой присутствует ЛП. Определены ключевые параметры, характеризующие процесс ОМД, в частности влияние режимов обработки на сопротивление деформации ЛП и изменение её толщины.

По итогам моделирования процесса прокатки в среде *DEFORM* в нашем случае представляют интерес следующие данные: главные деформации (principal strain) и интенсивность деформаций (effective strain); главные напряжения и интенсивность напряжений (principal stress и effective stress).

Напряжение определяется как сила, действующая на единицу поверхности материала. Представим объект материала, равный кубу. Силы (или напряжения),

действующие на гранях куба, могут быть разложены по нормали (перпендикулярно к грани) и вертикали (по грани).

Вертикальные напряжения также могут быть разложены на две составляющие по произвольным осям прямоугольных осей координат. Таким образом, полное напряжение может быть определено по трём компонентам нагрузки нормали – σ_y , σ_{zx} , σ_{xz} и шести компонентам вертикали – σ_{xy} , σ_{yx} , σ_{yz} , σ_{zy} , σ_x , σ_z .

Через условия равновесия можно показать, что компонент, действующий на одной и той же грани, является одинаковым. То есть $\sigma_{xy}=\sigma_{yx}$, $\sigma_{yz}=\sigma_{zy}$ и $\sigma_{zx}=\sigma_{xz}$. Таким образом, полное состояние напряжения может быть представлено тремя компонентами нормали и тремя компонентами вертикали.

Как и деформацию, при помощи математического анализа можно определить три оси прямоугольных координат так, чтобы компонент напряжения по вертикали на этих осях равнялся нулю. Полученные напряжения по нормальям, действующие на эти оси, – это «главные напряжения». DEFORM в расчётах использует напряжения по Мизесу (эквивалентные (эффективные) напряжения, соответствующие четвертой теории энергии формоизменения):

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2},$$

σ_1, σ_2 и σ_3 – главные напряжения. Для большинства металлов эффективное напряжение является индикатором возникновения пластической деформации.

Результаты численного моделирования для анализа напряжений и изменения толщины ликвационной полосы представлены в таблицах (таблица 4, таблица 5).

Таблица 4 – Матрица плана эксперимента для анализа напряжений

	Номер опыта	Планирование					σ		%
		X0	X1	X2	X3	X4	Опыт	Расчет	
Полуреплика 2 4-1	1	1	1220	3,17	25	0,85	59,3	59,15	0,25359
	2	1	930	3,17	6	0,85	120	120,85	0,70335
	3	1	1220	1	6	0,85	67,6	67,45	0,22239
	4	1	930	1	25	0,85	132,5	132,95	0,33847
	5	1	1220	3,17	25	0,5	86,9	87,15	0,28686
	6	1	930	3,17	6	0,5	104	104,45	0,43083
	7	1	1220	1	6	0,5	63,1	63,45	0,55162
	8	1	930	1	25	0,5	125	125,35	0,27922
Звёздные точки	9	1	1220	2,085	15,5	0,675	76,8	76,8	0,0
	10	1	930	2,085	15,5	0,675	124	124	0,0
	11	1	1075	3,17	15,5	0,675	106	105,3	0,66477
	12	1	1075	1	15,5	0,675	90,6	89,9	0,77864
	13	1	1075	2,085	25	0,675	110	109,35	0,59442
	14	1	1075	2,085	6	0,675	87,1	86,45	0,75188
	15	1	1075	2,085	15,5	0,85	101	100,4	0,59761
	16	1	1075	2,085	15,5	0,5	98,8	100,4	1,59363
Центр плана	17	1	1075	2,085	15,5	0,675	99,3	100,4	1,09562
	18	1	1075	2,085	15,5	0,675	99,5	100,4	0,89641
	19	1	1075	2,085	15,5	0,675	99,2	100,4	1,19522
	20	1	1075	2,085	15,5	0,675	99	100,4	1,39442

Таблица 5 – Матрица плана эксперимента для анализа изменения толщины ликвационной полосы

	Номер опыта	Планирование					δ		%
		X0	X1	X2	X3	X4	Опыт	Расчет	
Полуреплика 2 4-1	1	1	1220	3,17	25	0,85	25,0292	25	0,1168
	2	1	930	3,17	6	0,85	6,6168	6,6	0,25455
	3	1	1220	1	6	0,85	6,2808	6,2	1,30323
	4	1	930	1	25	0,85	25,4085	25,4	0,03339
	5	1	1220	3,17	25	0,5	25,4468	25	1,7872
	6	1	930	3,17	6	0,5	6,62128	6,6	0,32242
	7	1	1220	1	6	0,5	6,3016	6,2	1,63871
	8	1	930	1	25	0,5	25,6808	25,4	1,10551
Звёздные точки	9	1	1220	2,085	15,5	0,675	12,6388	12,6	0,30794
	10	1	930	2,085	15,5	0,675	16,6532	16,6	0,32048
	11	1	1075	3,17	15,5	0,675	16,4096	16,4	0,05854
	12	1	1075	1	15,5	0,675	16,3028	16,4	0,59268
	13	1	1075	2,085	25	0,675	25,284	25,3	0,06324
	14	1	1075	2,085	6	0,675	6,484	6,5	0,24615
	15	1	1075	2,085	15,5	0,85	16,5488	16,6	0,30843
	16	1	1075	2,085	15,5	0,5	16,5772	16,6	0,13735
Центр плана	17	1	1075	2,085	15,5	0,675	16,108	15,9	1,30818
	18	1	1075	2,085	15,5	0,675	15,96	15,9	0,37736
	19	1	1075	2,085	15,5	0,675	15,968	15,9	0,42767
	20	1	1075	2,085	15,5	0,675	15,895	15,9	0,03145

Результаты численного эксперимента для некоторых точек плана представлены на рисунках (рисунок 17-18), пример измерения ЛП на рисунке (рисунок 20).

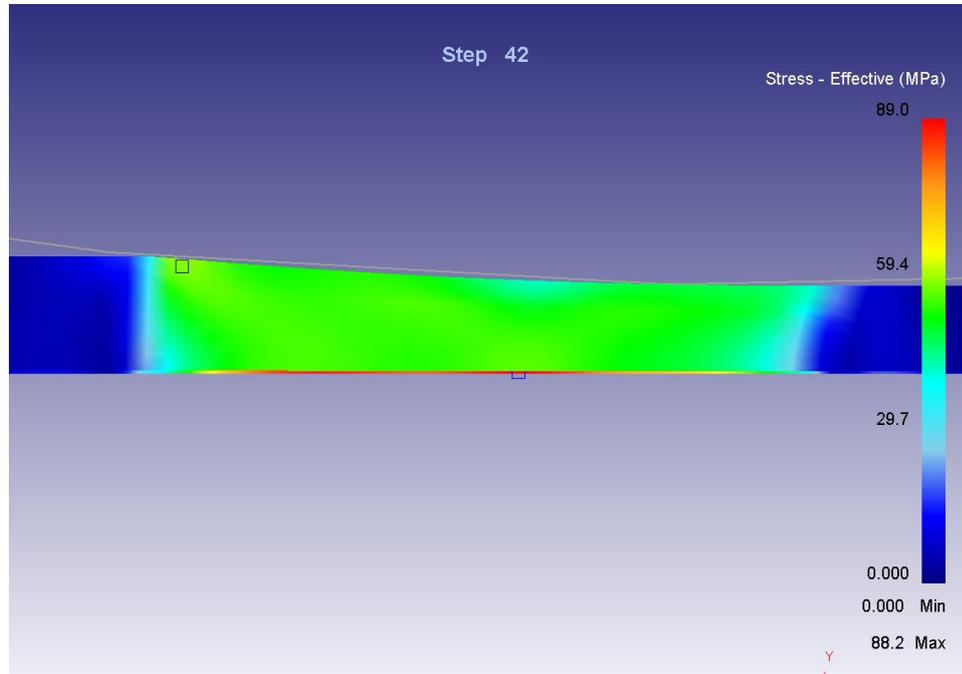


Рисунок 17 – Максимальные напряжения в ЛП при прокатке:
 $t=1220^{\circ}\text{C}$, $v=3,14$ м/с, $m=0,8$, $\varepsilon=25\%$

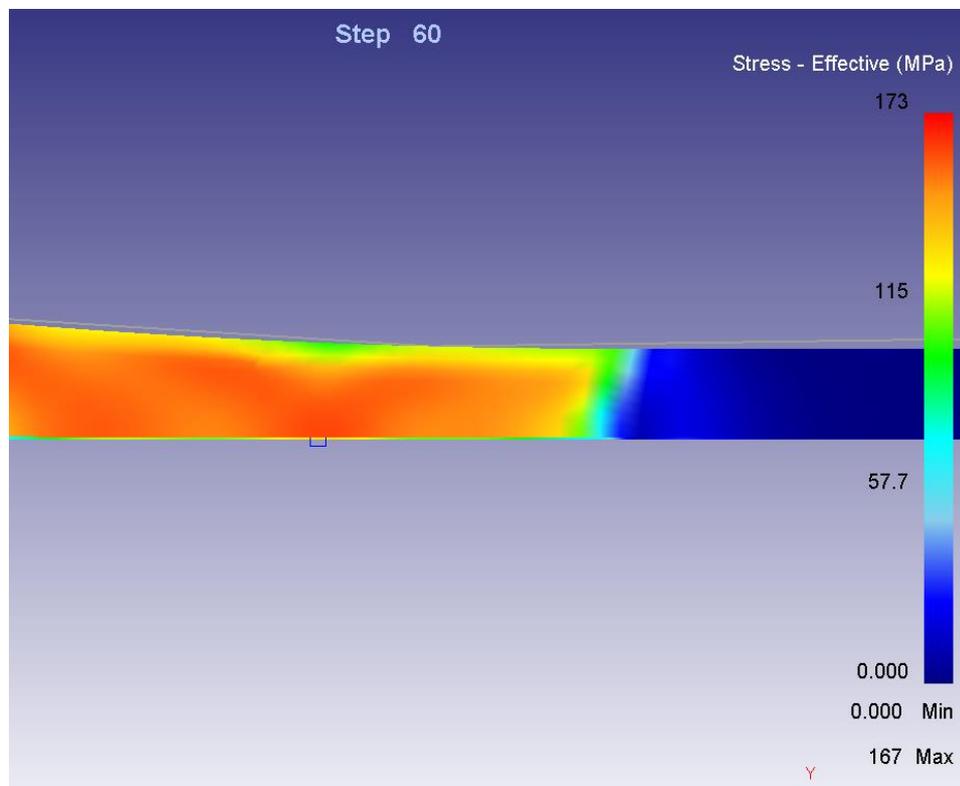


Рисунок 18 – Максимальные напряжения в ЛП при прокатке:
 $t=930^{\circ}\text{C}$, $v=1$ м/с, $m=0,8$, $\varepsilon=25\%$

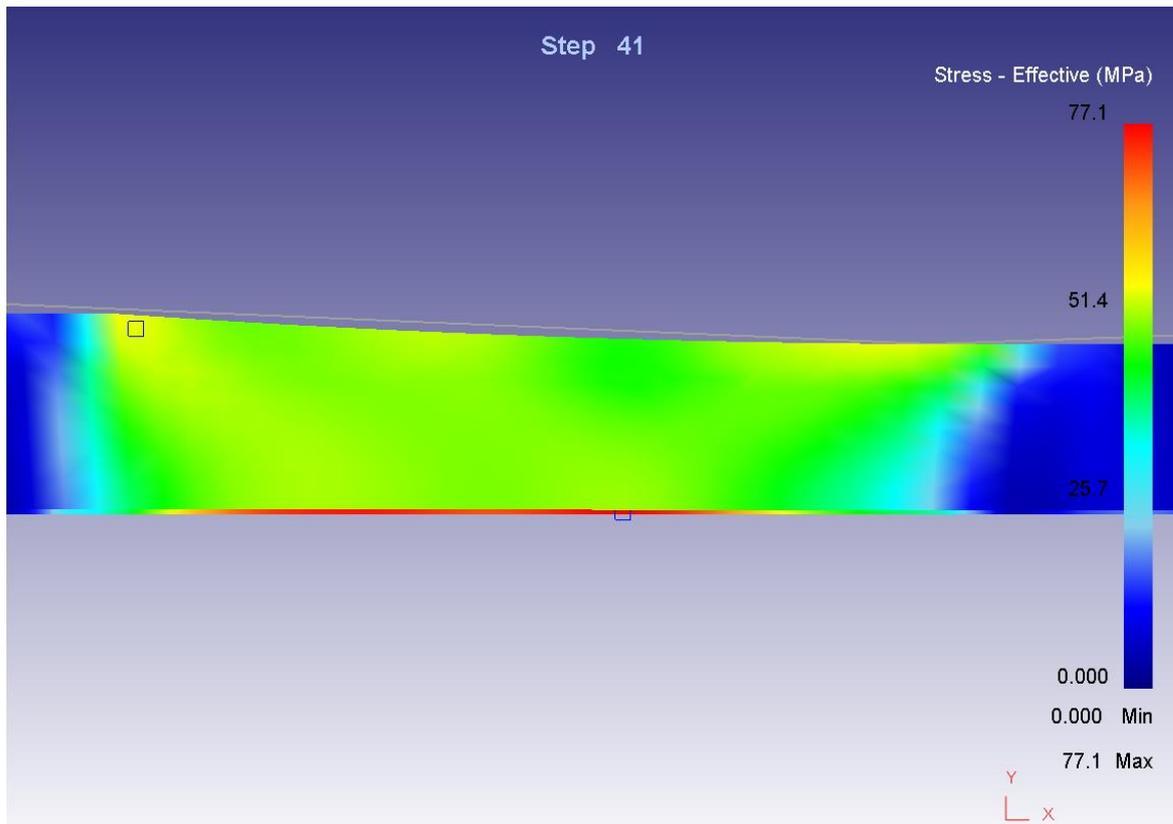


Рисунок 19 – Максимальные напряжения в ЛП при прокатке:
 $t=1220^{\circ}\text{C}$, $v=2,085$ м/с, $m=0,675$, $\varepsilon=15,5\%$

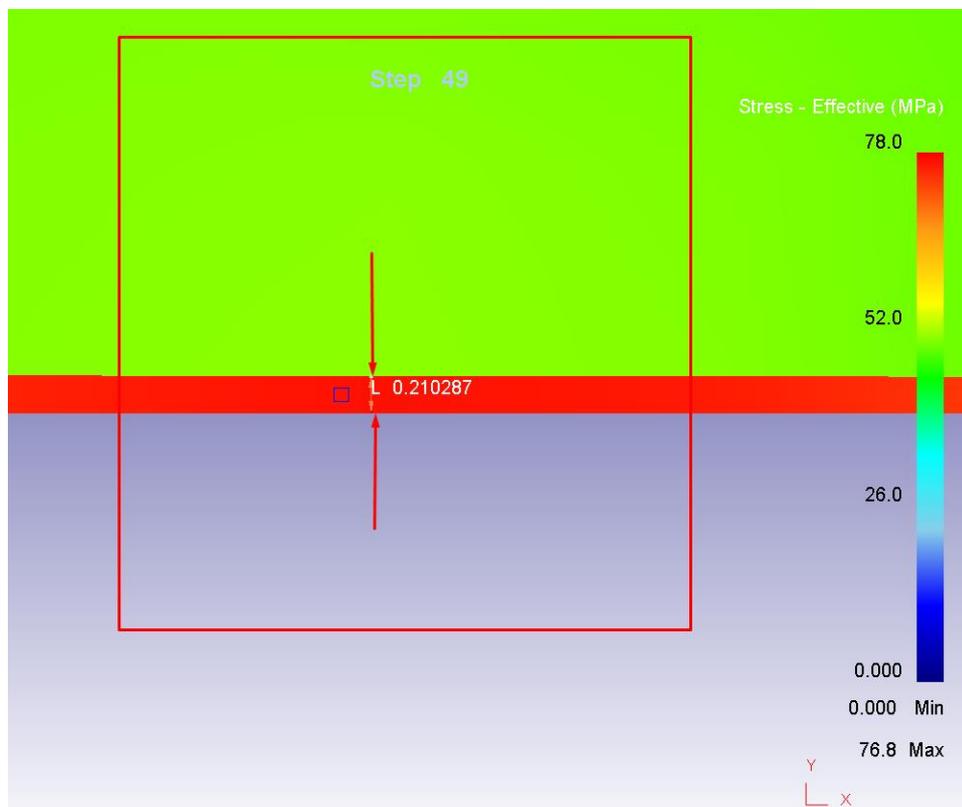


Рисунок 20 – Толщина ЛП после прокатки:
 $t=1220^{\circ}\text{C}$, $v=2,085$ м/с, $m=0,675$, $\varepsilon=15,5\%$

Поскольку учтены деформации всех шагов нагружения, следовательно, они накопленные.

2.5 Обработка результатов моделирования

Интересующими параметрами в ходе производства ТЛП с дефектом типа ЛП являются напряжения, возникающие в ЛП в очаге деформации, и изменение толщины дефекта по итогам завершения операции. Таким образом, были разработаны две регрессионные модели по единому факторному пространству, позволяющие корректно назначить режим производства ТЛП. Одна из моделей характеризует зависимость напряжений, возникающих в ЛП в очаге деформации, а другая – изменение толщины ЛП после прохода относительно первоначальной.

Выбор параметров обоснован сформулированными гипотезами по критериям повышения прочностных характеристик и эксплуатационных свойств ТЛП. Справедливо будет утверждение, что в очаге деформации процесса горячей прокатки течение металла позволит снизить концентрацию включений, образующих ЛП. Следовательно, течение металла будет тем эффективнее, чем выше напряжения, возникающие в очаге деформации, а именно в ЛП.

Вторая гипотеза также базируется на представленном утверждении. Эффективность режима горячей прокатки будет тем выше, чем значительнее изменение размера ЛП после прохода.

Получаются две регрессионные зависимости напряжений, возникающих в ЛП в очаге деформации, и изменение толщины ЛП после прохода, т.е. в математическом представлении это будут функции $\sigma(t, v, \varepsilon, m)$ и $\delta(t, v, \varepsilon, m)$ соответственно.

Используя дисперсионный анализ, оценили погрешность найденных коэффициентов уравнения регрессии. Вычислили дисперсию $S_{(y_i)}^2$ (разброс) значений параметра y в каждом из опытов по формуле [146]:

$$S_{(y_i)}^2 = \frac{1}{n-1} \sum_{j=1}^n (y_j - \bar{y}_j)^2,$$

где i – номер опыта (строки);

j – номер повтора опыта;

n – количество повторов ($n = 4$);

\bar{y}_j – среднее значение регистрируемого параметра.

Дисперсия среднего значения параметра \bar{y}

$$S_{(\bar{y}_i)}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N S_{(y_i)}^2}{nN} = \frac{4,3 \cdot 10^{-2}}{4 \cdot 20} = 5,4 \cdot 10^{-4}.$$

Следовательно, дисперсия коэффициентов регрессии

$$S_{(\epsilon_i)}^2 = \frac{S^2(\bar{y})}{N} = \frac{5,4 \cdot 10^{-4}}{20} = 0,3 \cdot 10^{-4}.$$

Ошибка в коэффициентах регрессии

$$S_{(\epsilon_i)} = \sqrt{S^2(\epsilon_i)} = \sqrt{0,3 \cdot 10^{-4}} = 5,2 \cdot 10^{-4}.$$

Низкие значения дисперсии являются показателем хорошей сходимости регрессионной модели.

Поскольку дублирование опытов не выполнялось в силу однозначности итогов моделирования, число степеней свободы рассчитываем как $f = n_0 - 1$, где n_0 – число повторов в центре плана, в нашем случае 4, тогда $f = 3$.

Коэффициент Стьюдента для $f=3$ к достоверности 0,95 по справочным данным $t_{95}(3) = 3,1825$.

Доверительный интервал для коэффициентов регрессии, внутри которого с вероятностью 95% находится анализируемая величина,

$$\Delta \epsilon_i = t_{95}(3) S(\epsilon_i) = 3,1825 \cdot 5,2 \cdot 10^{-4} = 16,5 \cdot 10^{-4}.$$

Сопоставление доверительных интервалов с абсолютными значениями коэффициентов регрессии показало, что некоторые из коэффициентов статистически незначимы. Отбросив незначимые коэффициенты регрессии, запишем уравнение, описывающее напряжения, возникающие в ликвационной полосе, в зависимости от режима прокатки:

$$\begin{aligned} \sigma = & 100,4 - 23,6 \frac{t - 1075}{145} + 7,7 \frac{v - 2,085}{1,085} + \\ & + 11,45 \frac{\varepsilon - 15,5}{9,5} - 5,4 \frac{(t - 1075)(v - 2,085)}{145 \cdot 1,085} - 9,9 \frac{(t - 1075)(\varepsilon - 15,5)}{145 \cdot 9,5} \\ & - 6 \frac{(t - 1075)(m - 0,675)}{145 \cdot 0,175} - 2,2 \frac{(v - 2,085)(\varepsilon - 15,5)}{1,085 \cdot 9,5} \\ & - 2,9 \frac{(v - 2,085)(m - 0,675)}{1,085 \cdot 0,175} - 5,1 \frac{(\varepsilon - 15,5)(m - 0,675)}{9,5 \cdot 0,175} \\ & - 2,8 \frac{(v - 2,085)^2}{1,085^2} - 2,5 \frac{(\varepsilon - 15,5)^2}{9,5^2} \end{aligned} \quad (6)$$

Проверку адекватности модели выполним по критериям Стьюдента и Фишера.

Предварительно вычислим дисперсию неадекватности [145], [146]:

$$S_{неад}^2 = \frac{\sum_{j=1}^n (y_{jP} - \overline{y_{jЭ}})^2}{f_2}, \quad (7)$$

где y_{jP} и $\overline{y_{jЭ}}$ – расчётное и усреднённое экспериментальные значения исследуемого параметра соответственно, а слагаемое оператора суммы в формуле (7) $f_2 = N - R^1$

– число степеней свободы скорректированной модели (R^1 – число оставленных коэффициентов в уравнении регрессии (включая b_0); N – число опытов плана). В нашем случае $R^1 = 12$, а $N = 16$ (без учёта центра плана).

$$S_{неад}^2 = \frac{22,75 \cdot 10^{-2}}{16 - 12} = 5,68 \cdot 10^{-2}.$$

Проверим гипотезу об адекватности с помощью критерия Фишера (F -критерия):

$$F_{f_2 f_1}^{расч} = \frac{S_{неад}^2}{S_y^2} = \frac{5,7 \cdot 10^{-2}}{4,3} = 1,3 \leq F^{табл}.$$

Адекватность уравнения регрессии оценивали по расчётному значению F -критерия. Данная формула справедлива лишь в случае дублирования опытов в матрице планирования (повтор в центре опытов не допускается). Таким образом, f_1 – число степеней свободы полной регрессионной модели, которое составляет 1 (центр плана не учтён). Табличное значение F -критерия выбирают исходя из степеней свободы, в нашем случае $F^{табл.} = 3,06$.

$F_{4,1}^{расч} = 1,3 < 3,06$, что говорит об адекватности выведенной регрессионной модели и правильности корректирования её формулировки.

Гипотезу о значимости коэффициентов регрессии по результатам полного или дробного факторного эксперимента, также проверили по t -критерию Стьюдента:

$$t^{расч.} = \frac{|b_0 - y_0| \sqrt{N}}{S_y}, \quad (8)$$

где N – число опытов в плане (в нашем случае 20);

S_y – среднеквадратичная ошибка опыта ($\sqrt{S_y^2} = 0,318$);

y_0 – среднее значение исследуемого параметра, полученного эмпирическим путём, причём усреднены значения параметра во всех проведённых опытах.

Если значение статистики (8) выше критического значения ($t^{табл.}$, определяемого по количеству степеней свободы модели), то отличие коэффициента b_0 от y_0 является статистически значимым (неслучайным), в противном случае –

незначимым (случайным, то есть истинный коэффициент вероятно равен или очень близок к предполагаемому значению y_0).

В нашем случае $t^{табл} = 9,12$ для доверительной вероятности 95% и числа степеней свободы $f=3$, а $t^{расч} = 7525$, что говорит о нелинейности регрессионной модели.

Таким образом, считаем полученную регрессионную модель, описывающую сопротивление деформации в ЛП (напряжения) в зависимости от изменения характеристических величин системы в указанных пределах, адекватной и пригодной для дальнейшего анализа.

По итогам аналогичной статистической проверки была получена математическая модель $\delta(t, v, \varepsilon, m)$, характеризующая изменение толщины ЛП в процентах после прохода:

$$\delta = 15,9 - 2 \frac{t - 1075}{145} + 9,4 \frac{\varepsilon - 15,5}{9,5} + 1,8 \frac{(v - 2,085)(\varepsilon - 15,5)}{1,085 \cdot 9,5} - 1,3 \frac{(t - 1075)^2}{145^2} + 0,5 \frac{(v - 2,085)^2}{1,085^2} + 0,7 \frac{(m - 0,675)^2}{0,175^2}. \quad (9)$$

Таким образом, были получены две математические модели (6) и (9), характеризующие ЛП в очаге деформации по сопротивлению деформации $\sigma(t, v, \varepsilon, m)$ и изменению толщины ЛП после прохода $\delta(t, v, \varepsilon, m)$. Опираясь на выдвинутые гипотезы, представим их математические формулировки следующим образом:

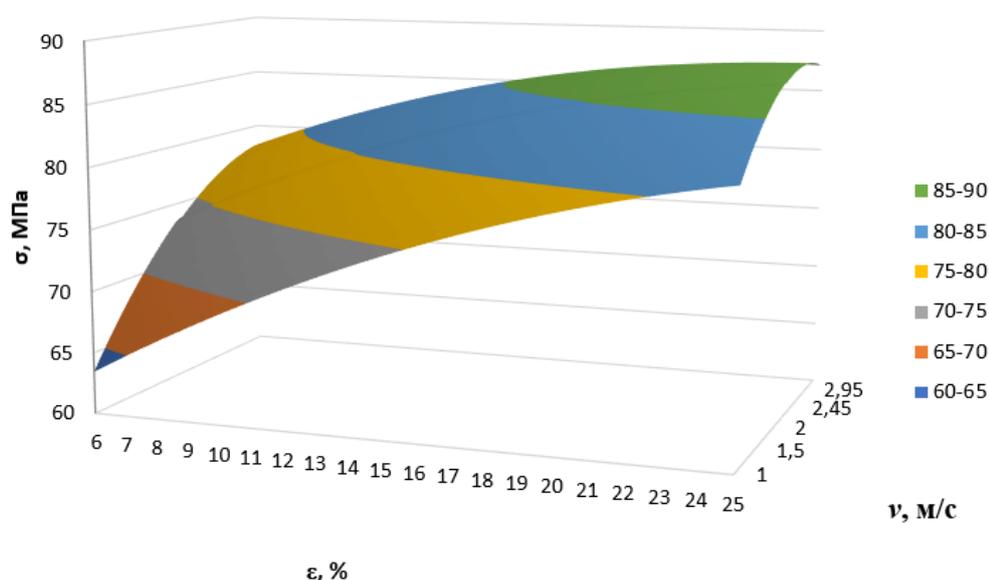
$$\left\{ \begin{array}{l} \delta \rightarrow \max \\ \sigma \in \sigma(t, v, \varepsilon, m); \\ P \leq [P]_{\max} \\ M_{пр} \leq [M]_{\max} \\ t \in \{t\} \\ \varepsilon \in \{\varepsilon\} \end{array} \right. \quad (10)$$

Такая формулировка задачи математического моделирования трактуется как задача оптимизации. Незатруднительно будет и решение такой задачи, но эффективнее сформировать комплекс рациональных решений, которым можно руководствоваться при назначении режима прокатки ТЛП. Тогда исходя из толщины подката и мощности стана можно назначить режим прокатки, позволяющий снизить дефект ЛП.

2.6 Анализ результатов моделирования

Для анализа результатов моделирования процесса прокатки были разработаны две математические модели, отражающие корреляционные связи между режимами обработки и параметрами, характеризующими ЛП в очаге деформации и после прохода. При определении рациональных режимов обработки были проанализированы поверхности отклика двух регрессионных зависимостей при прочих равных условиях. Наиболее информативные поверхности отклика в осях координат ε - v и t - v .

Поверхность отклика может принимать 9 форм в каждом из назначенных осей координат. Представлены наиболее характеристические формы поверхностей отклика (рисунок 21). Остальные поверхности отклика приведены в приложении №1.



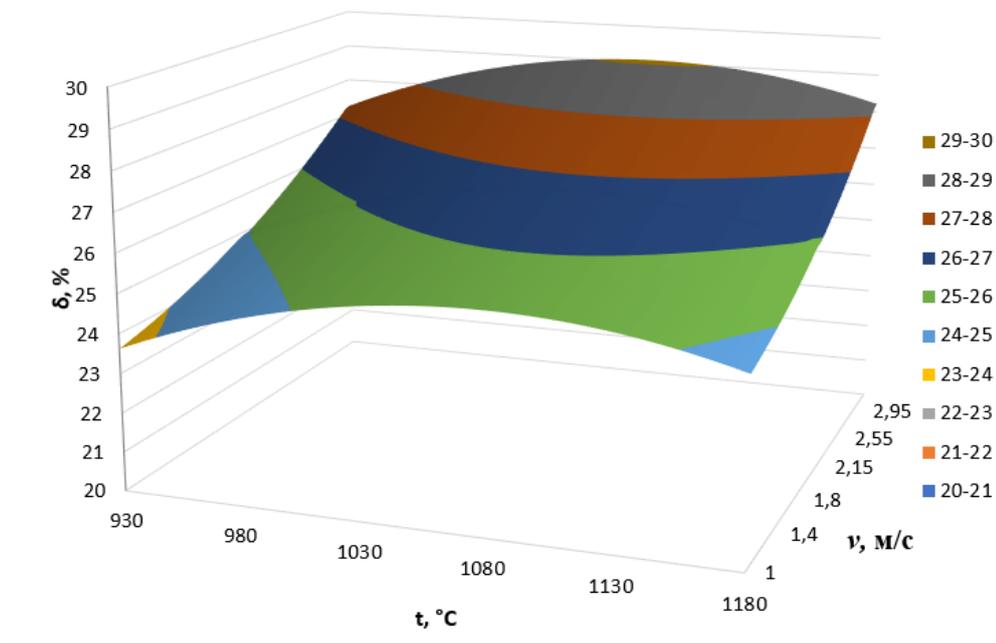


Рисунок 21 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ε - v при $t=1220$ °С; $m=0,5$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t - v при $\varepsilon=25$ % $m=0,5$

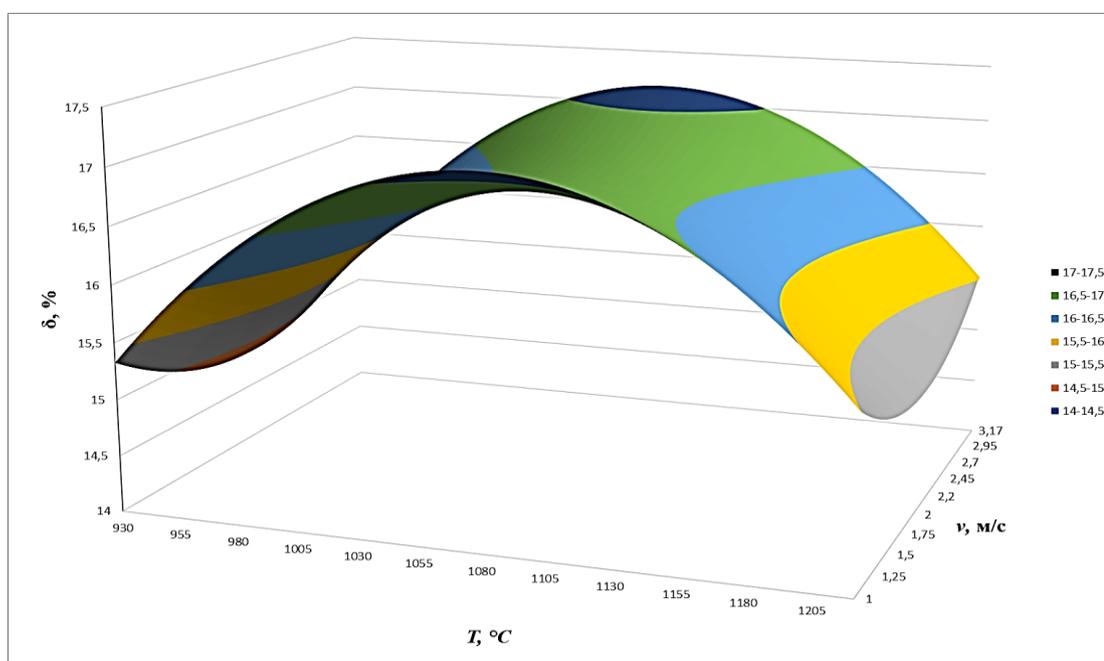
Установлены регрессионные зависимости, характеризующие ЛП в очаге деформации по сопротивлению деформации $\sigma(t, v, \varepsilon, m)$ и изменению толщины ЛП после прохода $\delta(t, v, \varepsilon, m)$. Максимальное значение изменения толщины ЛП составляет 25 %, а минимальное – 3 %.

При возрастании температуры прокатки снижается эффективность воздействия на ЛП, о чём свидетельствуют более низкие напряжения и процент изменения толщины ЛП. Данная тенденция прослеживается в каждой форме поверхности отклика.

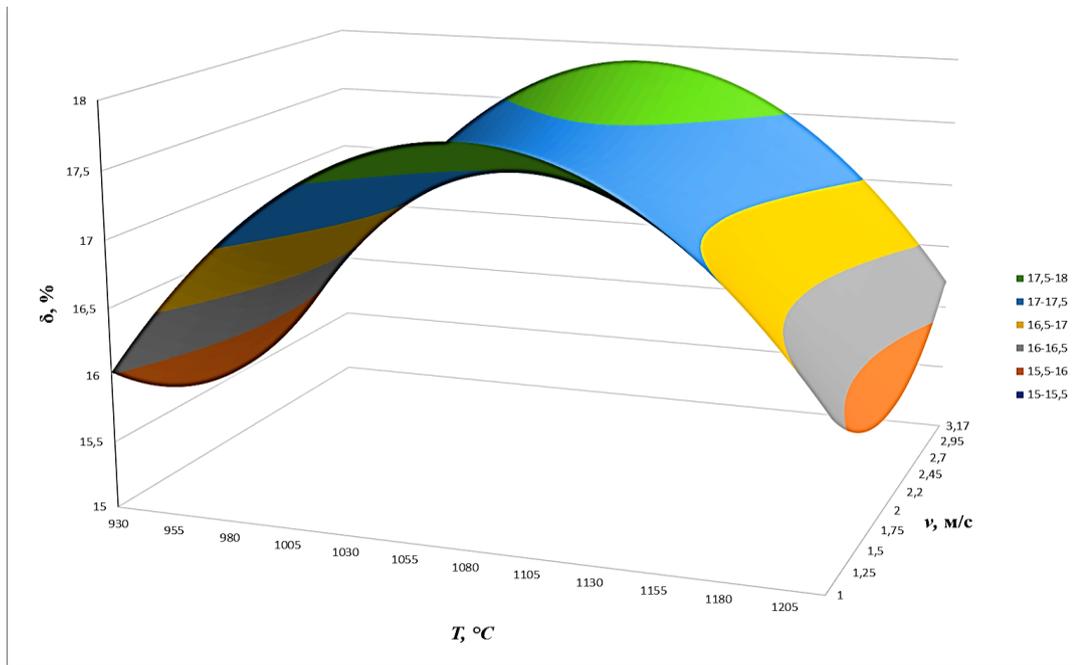
Увеличение скорости прокатки почти всегда даёт положительный эффект, но режим формоизменения ЛП в очаге деформации больше зависит от величины обжатия за проход.

Один из очевидных фактов при повышении эффективности производства ТЛП по критерию минимизации дефекта ЛП заключается в увеличении обжатия за проход.

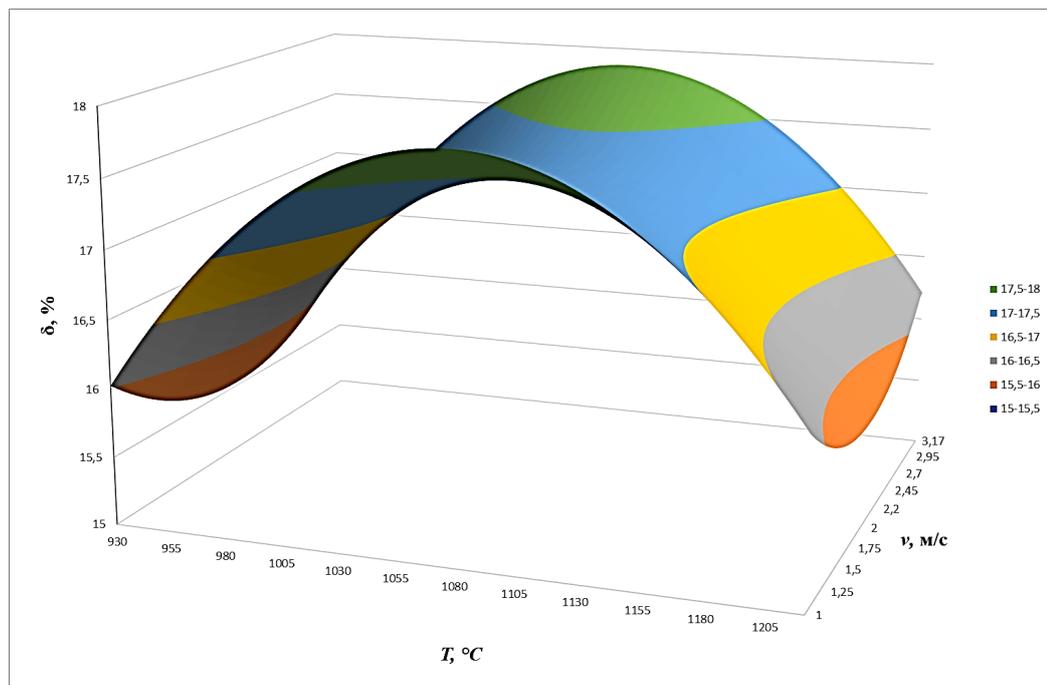
Показатель трения в зоне контакта валок-заготовка при малых значениях нивелирует режимные эффекты при варьировании выбранными факторами. Максимальное изменение толщины ликвационной полосы составляет одинаковое значение 17-18% в разных точках плана: при показателе трения 0,5; 0,675; 0,8 (рисунок 22). Также это подтверждается квадратичной зависимостью с малыми коэффициентами в уравнениях (6) и (9). Варьирование показателем трения фактически не влияет на изменение толщины ЛП после прохода.



a



б



в

Рисунок 22 – Поверхности отклика регрессионных моделей изменения толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$: а – при $\varepsilon=15,5\%$ $m=0,675$; б – при $\varepsilon=15,5\%$ $m=0,85$; в – при $\varepsilon=15,5\%$ $m=0,5$

При детальном анализе поверхностей отклика можно наблюдать следующие эффекты. Так, в процессе обработки с малыми обжатиями за проход и

одновременным увеличением скорости прокатки наблюдается снижение интенсивности напряжений в ЛП.

Наиболее эффективными режимными факторами являются величина обжатия и температура прокатки. Таким образом, при назначении режима прокатки следует определять в первую очередь температуру и величину обжатия, а затем корректировать скоростные характеристики стана.

Рациональные режимы и рекомендации

Поиск рациональной зоны режимных факторов заключается в рекомендациях выбора величин из области поверхности отклика. Наиболее эффективным технологическим решением будет назначение режимов горячей прокатки при минимально возможных температурах. Таким образом, необходимо увеличить время пауз и повысить интенсивность охлаждения, чтобы не снижалась производительность стана. При больших величинах обжатия (в нашем случае более 15%) следует назначать максимально допустимую скорость прокатки, а при малых обжатиях, наоборот, выполнять прокатку при низких скоростях.

Температура черновой прокатки 1080°C позволяет снизить ликвационную неоднородность на 17,5% (рисунок 23). Повышение скорости прокатки до 3,14 м/с позволяет снизить ликвационную неоднородность до 25% даже при малых обжатиях. При этом возрастают напряжения в очаге деформации ликвационной полосы (рисунок 24).

Изменение даже одного технологического фактора (например, обжатия), оказывающего влияние на ТЛП с ЛП, снижает ликвационную неоднородность от 20 до 25% (рисунок 25).

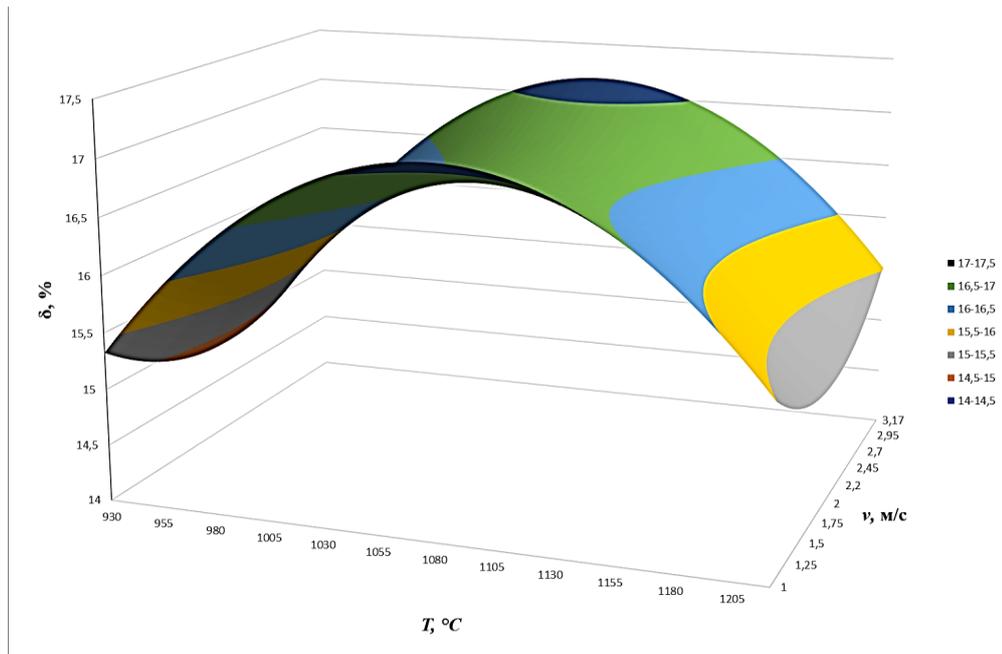


Рисунок 23 – Поверхности отклика регрессионных моделей: изменение толщины ЛПП после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,625$

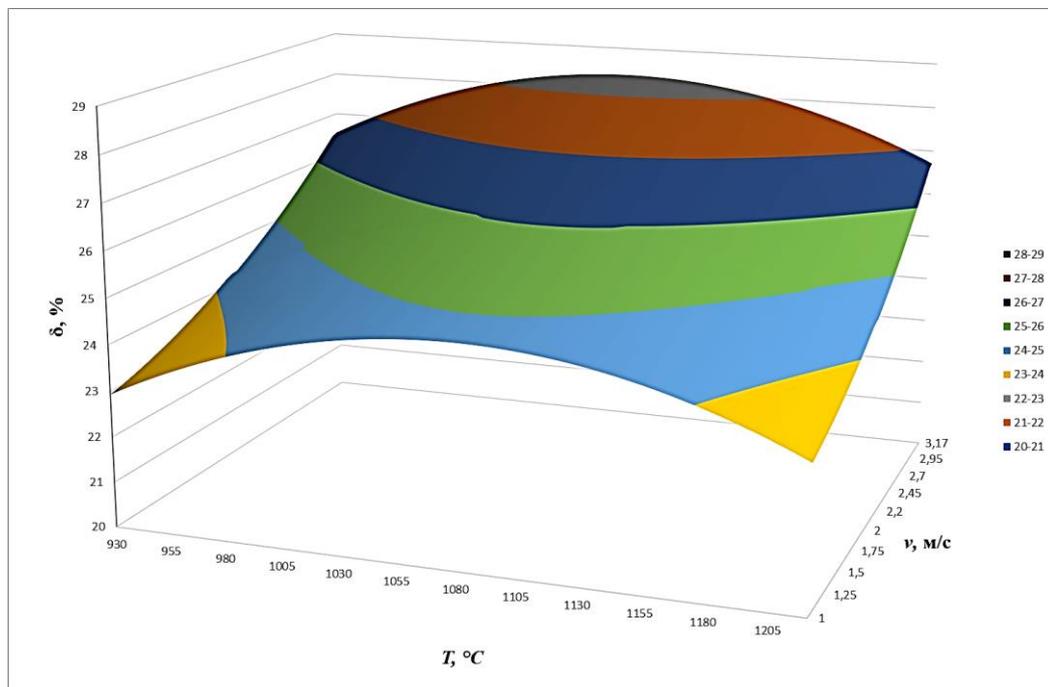


Рисунок 24 – Поверхность отклика регрессионной модели: изменение толщины ЛПП после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=25\%$; $m=0,625$

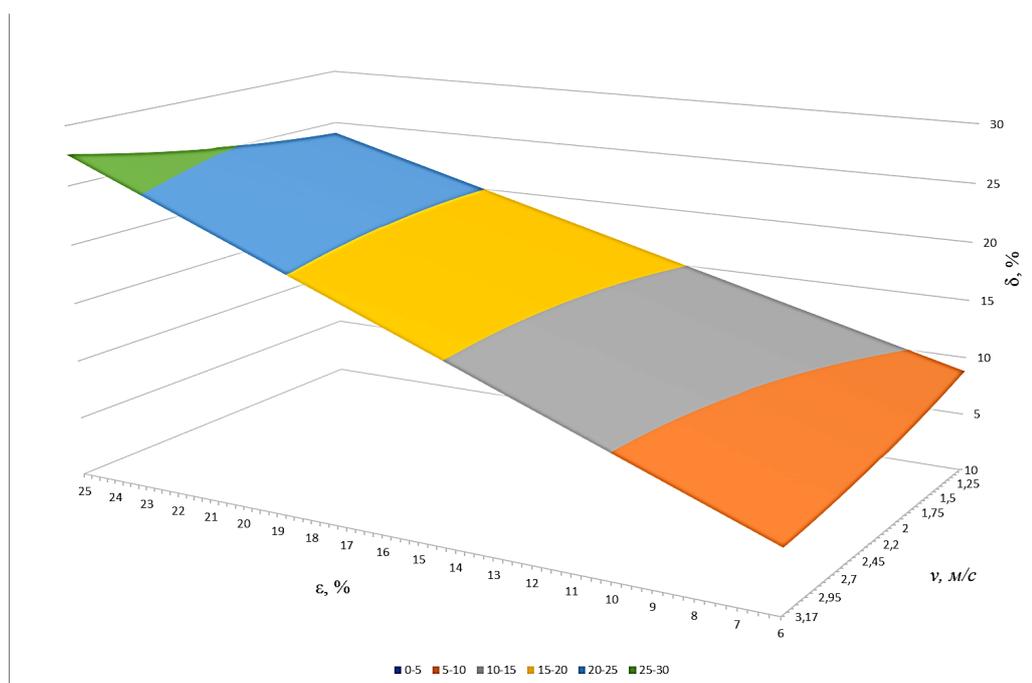


Рисунок 25 – Поверхности отклика регрессионных моделей: изменение толщины ЛП после прохода в координатах $t-v$ $t=1075^{\circ}\text{C}$; $m=0,625$

Весь комплект поверхностей отклика регрессионных моделей изменений толщины и напряжений в ЛП в разных точках плана эксперимента представлен в приложении 1.

Исследованы поверхности отклика регрессионных зависимостей $\sigma(t, v, \varepsilon, m)$ и $\delta(t, v, \varepsilon, m)$ по общему факторному пространству и разработаны рекомендации к выбору рациональных режимов прокатки ТЛП по критериям НДС, обеспечивающим минимизацию дефекта ЛП: $t= 1010-1080 \text{ C}$; $v =2,5-3,0 \text{ м/с}$; $\varepsilon=15-20 \%$.

2.7 Выводы по главе

Таким образом, математическая модель позволяет оптимизировать действующие и разрабатывать новые технологии производства толстого листа с повышенными значениями механических характеристик, в том числе трещиностойкость, а также с пониженным баллом полосчатости с учётом НДС металла.

1. Определены начальные и граничные условия режима обработки ТЛП стали категории прочности К60 (температура проката в интервале от 930 до 1220 °С, окружная скорость рабочих валков от 1,0 до 3,17 м/с, величина обжатия за проход от 6 до 25 % и показатель трения от 0,5 до 0,8) и решена симметричная задача процесса прокатки ТЛП с дефектом ЛП в среде программного комплекса *DEFORM 3D*.

2. Выполнено ранжирование факторов, оказывающих влияние на процесс горячей прокатки ТЛП с ЛП, основными из которых определены: температура подката t ; окружная скорость рабочих валков при максимальном диаметре рабочего валка v ; величина обжатия за проход ε ; показатель трения в зоне контакта валок-заготовка m . Установлены регрессионные зависимости, характеризующие ЛП в очаге деформации по сопротивлению деформации $\sigma(t, v, \varepsilon, m)$ и изменению толщины ЛП после прохода $\delta(t, v, \varepsilon, m)$. Максимальное значение изменения толщины ЛП составляет 25 %, а минимальное – 3 %.

3. Изменение даже одного технологического фактора (например, обжатия), оказывающего влияние на ТЛП с ЛП, устраняет ликвационную неоднородность от 20 до 25%. Снижение температуры на 10% позволяет снизить ликвационную неоднородность на 25,6 %. Температура черновой прокатки 1080°С позволяет снизить ликвационную неоднородность на 17,5%. Повышение скорости прокатки до 3,14 м/с позволяет снизить ликвационную неоднородность до 29-30% даже при малых обжатиях. Увеличение обжатия за проход снижает анизотропию на 26 %. Так, в процессе обработки с малыми обжатиями за проход и одновременным увеличением скорости прокатки наблюдается снижение интенсивности напряжений в ЛП. Варьирование показателя трения не влияет на изменение анизотропии свойств ТЛП.

5. Исследованы поверхности отклика регрессионных зависимостей $\sigma(t, v, \varepsilon, m)$ и $\delta(t, v, \varepsilon, m)$ по общему факторному пространству и разработаны рекомендации к выбору рациональных режимов прокатки ТЛП по критериям НДС,

обеспечивающим минимизацию дефекта ЛП: $t = 1010-1080$ С; $v = 2,5-3,0$ м/с;
 $\varepsilon = 15-20$ %.

3 ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА

3.1 Исследование трещиностойкости при статическом нагружении на полнотолщинных образцах

Исследование проводили на трёх трубных марках стали категорий прочности К52 (толщина проката 13 мм), К56 (толщина проката 16 мм), К60 (толщина проката 21,6 мм), изготовленных в соответствии с техническими требованиями (ТУ). Исследуемый прокат для труб изготовлен по разным технологиям с использованием различных концепций легирования (таблица 6).

Таблица 6 – Химический состав исследуемых образцов, %

Класс прочности стали	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	N ₂	V	Ti	Nb	As	Mo	B	Sn
К60	0,07	0,30	1,66	0,003	0,006	0,03	0,17	0,12	0,04	0,005	0,003	0,024	0,052	0,003	0,006	0,0007	0,002
К56	0,07	0,35	1,74	0,002	0,01	0,13	0,05	0,04	0,031	0,005	0,006	0,017	0,047	0,002	0,003	0,0006	0,003
К52	0,12	0,45	1,46	0,003	0,011	0,05	0,03	0,04	0,031	0,005	0,005	0,024	0,028	0,004	0,007	0,0005	0,003

Результаты промышленных испытаний представлены в таблицах 7-8

Таблица 7 – Результаты промышленных испытаний образцов

Класс прочности	Раскат	ИПГ	KCU ⁻⁶⁰	KCV	HV10
			Дж/см ²		
К52	1	ИПГ ⁻⁵ : 100; 100	-	KCV ⁻⁵ : 336; 316; 328	240
	2	ИПГ ⁻⁵ : 100; 100	-	KCV ⁻⁵ : 316; 326; 304	238
К56	3	ИПГ ⁻²⁰ : 90; 95	-	KCV ⁻²⁰ : 303; 296; 306	240
	4	ИПГ ⁻²⁰ : 95; 90	-	KCV ⁻²⁰ : 286; 293; 300	235
К60	5	ИПГ ⁻²⁶ : 90; 90	314; 304; 320	KCV ⁻²⁰ : 344; 355; 365	251
	6	ИПГ ⁻²⁶ : 95; 90	313; 328; 308	KCV ⁻²⁰ : 340; 354; 364	247

Таблица 8 – Механические свойства трубных сталей

Класс прочности	Раскат	σ_T	σ_B	σ_T/σ_B
		МПа		
К52	1	464	561	0,83
	2	461	557	0,83
К56	3	497	588	0,85
	4	486	575	0,85
К60	5	557	646	0,86
	6	549	633	0,87

Для каждой стали указаны средние характеристики четырёх испытаний на растяжение. Стандартное отклонение предела текучести и временного сопротивления разрыву при растяжении составляло ± 9 МПа от среднего значения. Отношение предела текучести к временному сопротивлению разрыву было довольно высоким в этом классе материалов: 0,83 или больше. Материалы с высокими значениями отношения предела текучести к временному сопротивлению, как правило, обладают меньшей способностью к неупругой деформации, чем те, которые имеют низкие значения [14], и имеют тенденцию концентрировать деформацию вблизи вершины трещины, а не на пластине, окружающей вершину трещины [15].

3.1.1 Изготовление образцов

Апробация методики, описанная в ГОСТ 25.506-85, была проведена на образцах трёх категорий прочности. Для испытания изготовили плоские прямоугольные полнотолщинные образцы с краевой трещиной. Использование полнотолщинных образцов является необходимым элементом в данных испытаниях для адекватной оценки трещиностойкости с учётом ликвационной неоднородности проката по его толщине. Соотношение размеров образцов, а также инициирующий надрез показаны на чертеже (рисунок 26). Ориентация одинаковая для всех образцов при данных испытаниях. Толщина образца равнялась толщине проката. Усталостную трещину наносили таким образом, чтобы контур надреза

находился между прямыми, пересекающимися под углом 30° в вершине трещины. Усталостную трещину в плоских образцах наносили при переменном растяжении с коэффициентом асимметрии цикла 0,1-0,2.

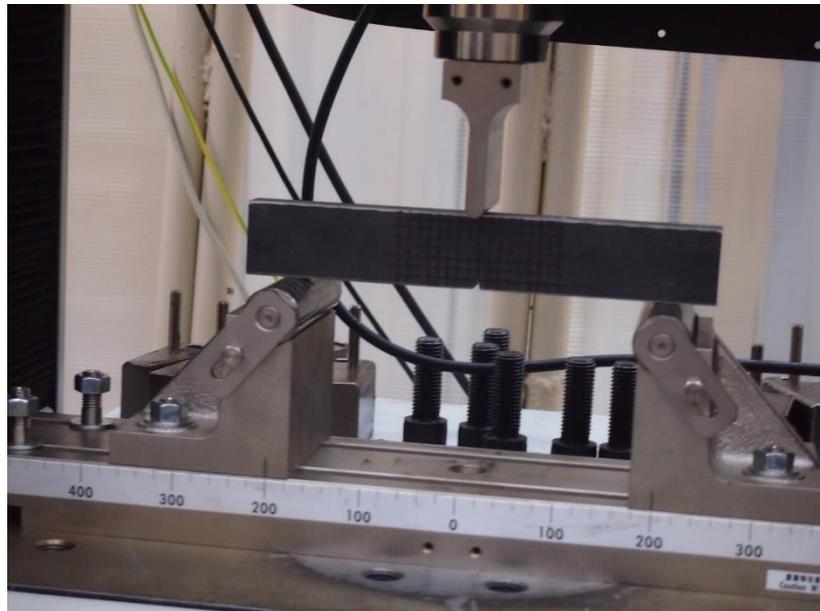
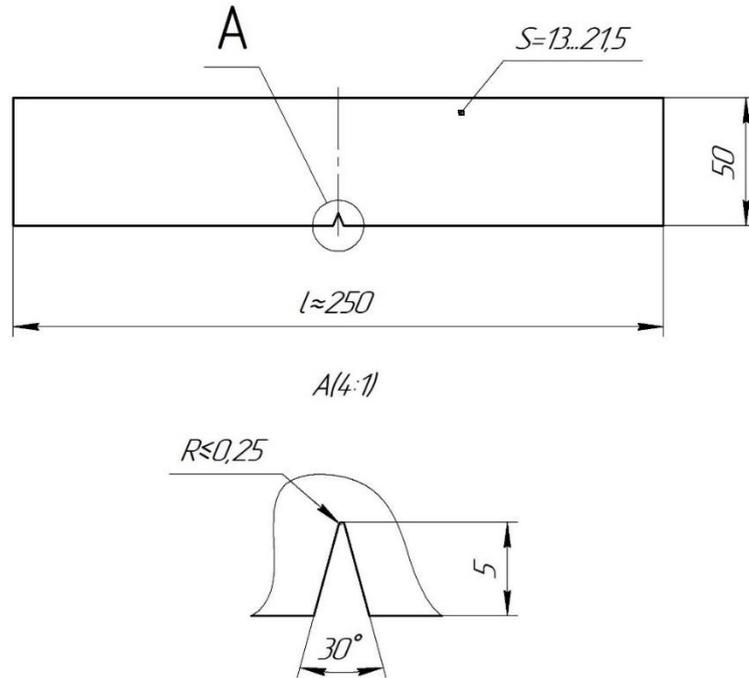


Рисунок 26 – Чертеж и образец для испытания на трещиностойкость при испытаниях на трехточечный изгиб

3.1.2 Методика исследования

Испытания на статическую и динамическую трещиностойкость, а также металлографические исследования выполняли в ресурсном центре (ЦКП) НИИ «Наносталей».

Механические испытания образцов для определения характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении проводили на универсальной разрывной машине «Shimadzu» серии AG-IC с использованием экстензометра. Полнотолщинный плоский прямоугольный образец с краевой трещиной испытывали на трёхточечный изгиб.

Максимальное усилие испытательной машины рассчитывали по формуле:

$$P_{max} \geq 0,1 \frac{(b-l)^2}{b} t(\sigma_{0,2} + \sigma_B).$$

Таблица 9 – Максимальное расчетное усилие для образцов

P_{max} , МН		
K52	K56	K60
0,853	1,11	1,232
0,847	1,086	1,21

После разрушения образцов вычисляли с округлением до 0,1 мм длины исходной усталостной трещины для образцов типа 4. Длину l в плоских образцах типа 4 вычисляют с округлением 0,1 мм как среднее арифметическое измерение не менее чем в трёх точках по контуру усталостной трещины, расположенных через равные промежутки по толщине образца, исключая боковые поверхности (рисунок 27).

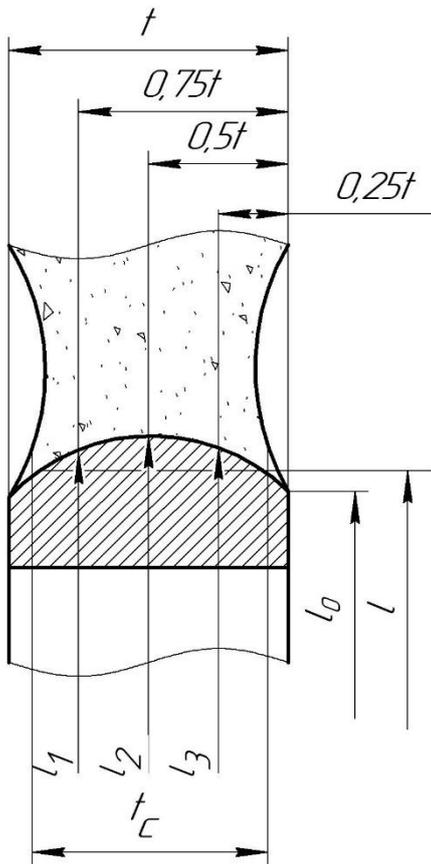


Рисунок 27 Схема излома

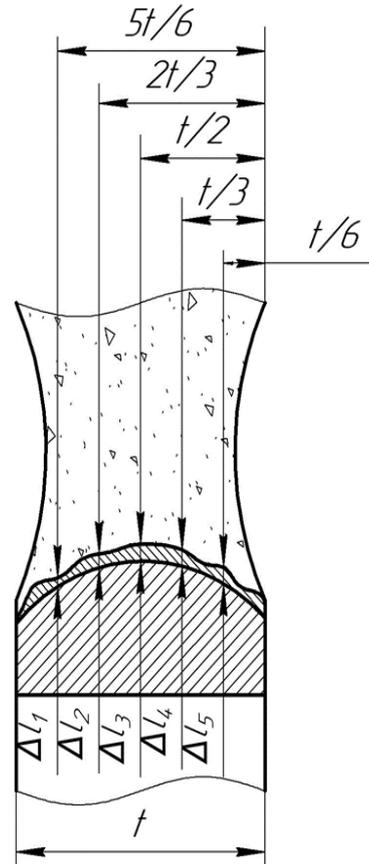


Рисунок 28 Схема измерения излома
плоского образца со статическим
подростом трещины

$l = 7,25 \text{ мм} = 0,00725 \text{ м}$ для стали категории прочности К52;

$l = 7,75 \text{ мм} = 0,00775 \text{ м}$ для стали для стали категории прочности К56;

$l = 7 \text{ мм} = 0,007 \text{ м}$ для стали для стали категории прочности К60.

Статический подрост трещины Δl вычисляют с округлением до 0,1 мм как среднеарифметическое измерение не менее, чем в 5 точках на контуре статически подросшей трещины, расположенных через равные промежутки по толщине образца, исключая боковые поверхности (рисунок 28) Каждое измерение проводили с погрешностью не более 0,1 мм.

$\Delta l = 0,25 \text{ мм} = 0,00025 \text{ м}$ для стали для стали категории прочности К52;

$\Delta l = 0,35 \text{ мм} = 0,00035 \text{ м}$ для стали для стали категории прочности К56;

$\Delta l = 0,15 \text{ мм} = 0,00015 \text{ м}$ для стали для стали категории прочности К60.

3.1.3 Вычисление критических значений коэффициентов интенсивности напряжений

По диаграммам « P - f » (рисунок 29-31) определили нагрузки P_Q и P_C . рисунок 29

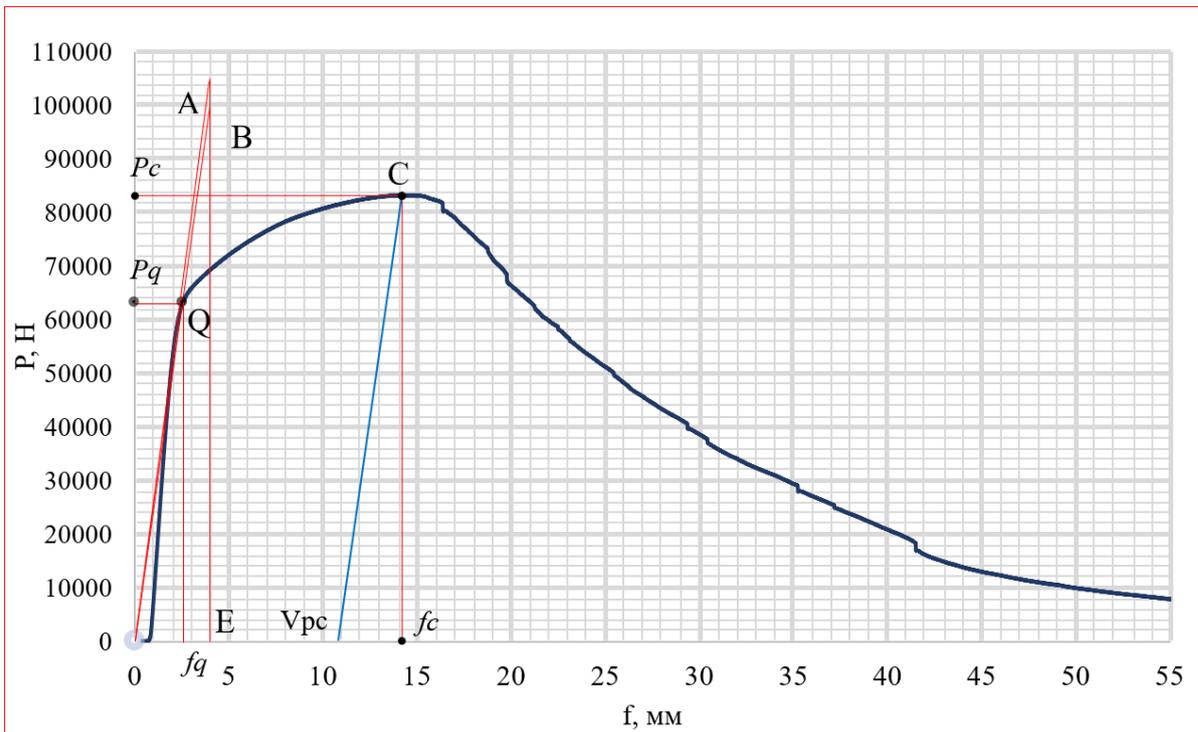


Рисунок 29 – Диаграмма P - f для стали категории прочности К52

Основываясь на значениях P_Q , вычислили K_Q по формулам коэффициентов интенсивности K (K_I):

$$K_Q = \frac{P_Q L}{t \sqrt{b^3}} Y_4;$$

$$Y_4 = 3,494 \left[1 - 3,396 \left(\frac{l}{b} \right) + 5,839 \left(\frac{l}{b} \right)^2 \right];$$

$$Y_4 = 3,494 \left[1 - 3,396 \left(\frac{0,0071}{0,04} \right) + 5,839 \left(\frac{0,0071}{0,04} \right)^2 \right] = 2,013;$$

$$K_Q = \frac{0,063 \cdot 0,2}{0,013 \cdot \sqrt{0,04^3}} \cdot 1,94 = 243,942 \text{ МПа.}$$

По полученным для заданной температуры испытаний величинам K_Q и пределам текучести $\sigma_{0,2}$ вычислили расчётные размеры сечения для плоских образцов:

$$t_{PK} = \beta_K \left(\frac{K_Q}{\sigma_{0,2}} \right) = 2,5 \left(\frac{243,942}{464} \right)^2 = 0,691^2,$$

где β_K – безразмерный коэффициент, для стали - 2,5.

Величину K_Q принимаем равной K_{IC} (критический коэффициент интенсивности напряжений) исходя из неравенства $P_C \leq 1,1P_Q$ и выполнения неравенств первой группы (ГОСТ 25.506-85).

$$\frac{t_{PK}}{t} \leq 1 \text{ и } \varphi_C = \frac{t-t_C}{t} 100\% \leq 1,5\%.$$

Условный критический коэффициент интенсивности напряжений для образцов данной толщины K_C^* вычисляли по стандартным формулам с заменой P_Q на P_C :

$$K_C^* = \frac{P_C L}{t \sqrt{b^3}} Y_4 = \frac{0,083 \cdot 0,2}{0,013 \cdot \sqrt{0,04^3}} \cdot 2,013 = 321,384 \text{ МПа.}$$

Чтобы вычислить критический коэффициент интенсивности напряжений для образца данной толщины K_{QT} , необходимо вычислить номинальное разрушающее напряжение по ослабленному сечению образца σ_{co} .

Для образца 4 типа

$$\sigma_{co} = \frac{6P_Q b}{(b-l)^2 t} = \frac{6 \cdot 0,063 \cdot 0,04}{(0,04 - 0,0071)^2 \cdot 0,013} = 1084 \text{ МПа.}$$

По полученным значениям K_Q вычисляем l_T для плоских образцов типа 4:

$$l_T = l + \frac{1}{\gamma \pi} \left(\frac{K_Q}{\sigma_{0,2}} \right)^2 = 0,0071 + \frac{1}{4,53 \cdot \pi} \left(\frac{243,942}{464} \right)^2 = 0,16;$$

$$K_{QT} = \frac{P_Q L}{t \sqrt{b^3}} Y_4;$$

$$Y_4 = 3,494 \left[1 - 3,396 \left(\frac{l_T}{b} \right) + 5,839 \left(\frac{l_T}{b} \right)^2 \right];$$

$$Y_4 = 3,494 \left[1 - 3,396 \left(\frac{0,16}{0,04} \right) + 5,839 \left(\frac{0,16}{0,04} \right)^2 \right] = 281,21;$$

$$K_{QT} = \frac{0,063 \cdot 0,2}{0,013 \cdot \sqrt{0,04^3}} \cdot 281,21 = 3,407 \cdot 10^4;$$

$$K_C = \frac{P_C L}{t \sqrt{b^3}} Y_4 = \frac{0,08324063 \cdot 0,2}{0,013 \cdot \sqrt{0,04^3}} \cdot 281,21 = 4,489 \cdot 10^4.$$

3.1.4 Вычисление раскрытия трещины

Для образцов типа 4 для точки C диаграмм P - f :

$$\delta_C = \frac{K_C^*(1 - \mu^2)}{2\sigma_{0,2}E} + \frac{0,4(b-l)}{0,4b + 0,6l + z} \cdot \vartheta_{pC} = 5,128 \cdot 10^{-3},$$

где K_C^* вычисляем по формуле K_Q с заменой P_Q на P_C , а ϑ_{pC} находим графически из полученных диаграмм в соответствии с ГОСТ 25.5056-85.

3.1.5 Вычисление критических значений J_c

По диаграмме P - f , полученной при испытании образцов, выделяют пластическую часть и вычисляют работу A_{pC} .

Значение J_c вычисляют по формуле:

$$J_c = \frac{(1 - \mu^2)K^{*2}}{E} + \frac{A_{pi}}{(b-l)t} \cdot \frac{\chi}{\kappa};$$

$$J_c = \frac{(1 - \mu^2)K^{*2}}{E} + \frac{A_{pi}}{(b-l)t} \cdot 2 = 4,058 \cdot 10^6 \text{ МДж/м}^2.$$

где A_{pc} – работа, соответствующая пластической части под диаграммой $P-f$, ограниченной точкой разгрузки, МДж. (Для разделения площади под диаграммой проводят прямую, параллельную начальному линейному участку диаграммы);

l – исходная трещина;

$\chi = 2, \kappa = 1$ для образцов типа 4.

$$J = (\sigma_{0,2} + \sigma_B)\Delta l,$$

Для стали категории прочности К52

$$J = (461 + 557)\Delta l = 0,2545.$$

Величины J_c , полученные по неравенствам, принимаем равными J_{IC} , так как они удовлетворяют неравенству:

$$\frac{t_{pJ}}{t} \geq 1,$$

где t_{pJ} – расчётная толщина плоских образцов при вычислении J_{IC} .

$$t_{pJ} = \beta_J \frac{J_c}{\sigma_{0,2} + \sigma_B}.$$

При $\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B} \geq 0,6$ коэффициент β_J

$$\beta_J = -375 \frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B} + 425;$$

$$\beta_J = -375 \frac{461}{557} + 425 = 113,75;$$

$$t_{pJ} = 113,75 \frac{4,96}{1018} = 0,55;$$

$$\frac{t_{pJ}}{t} = \frac{0,55}{0,013} = 42,3 \geq 1.$$

Для остальных образцов построили диаграммы (рисунок 30, 31) и повторили вычисления (таблица 10).

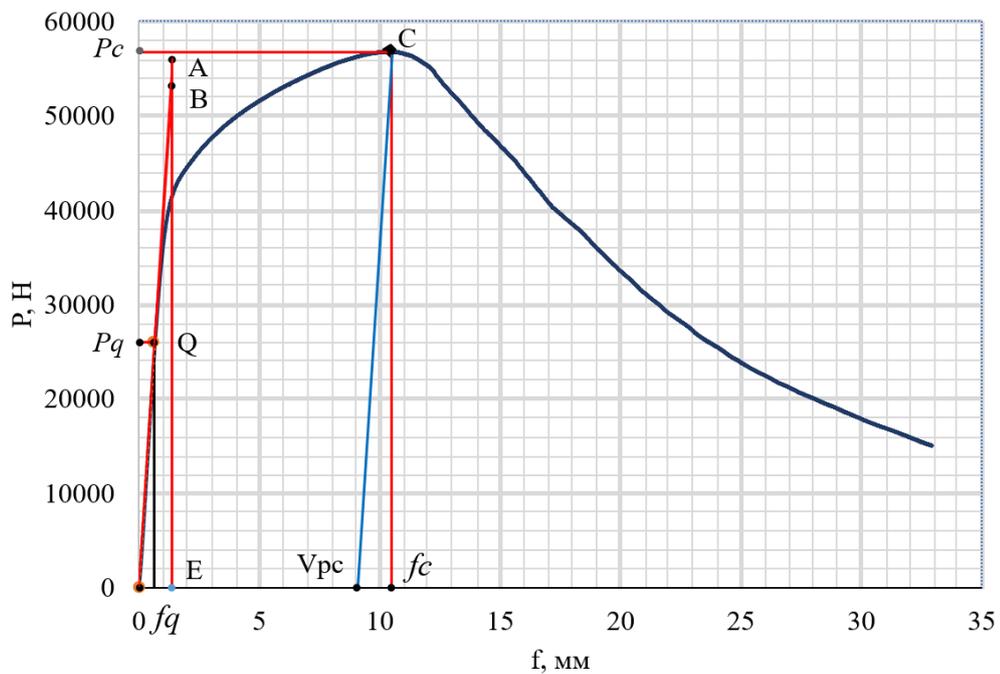


Рисунок 30 – Диаграмма P - f для стали категории прочности K56

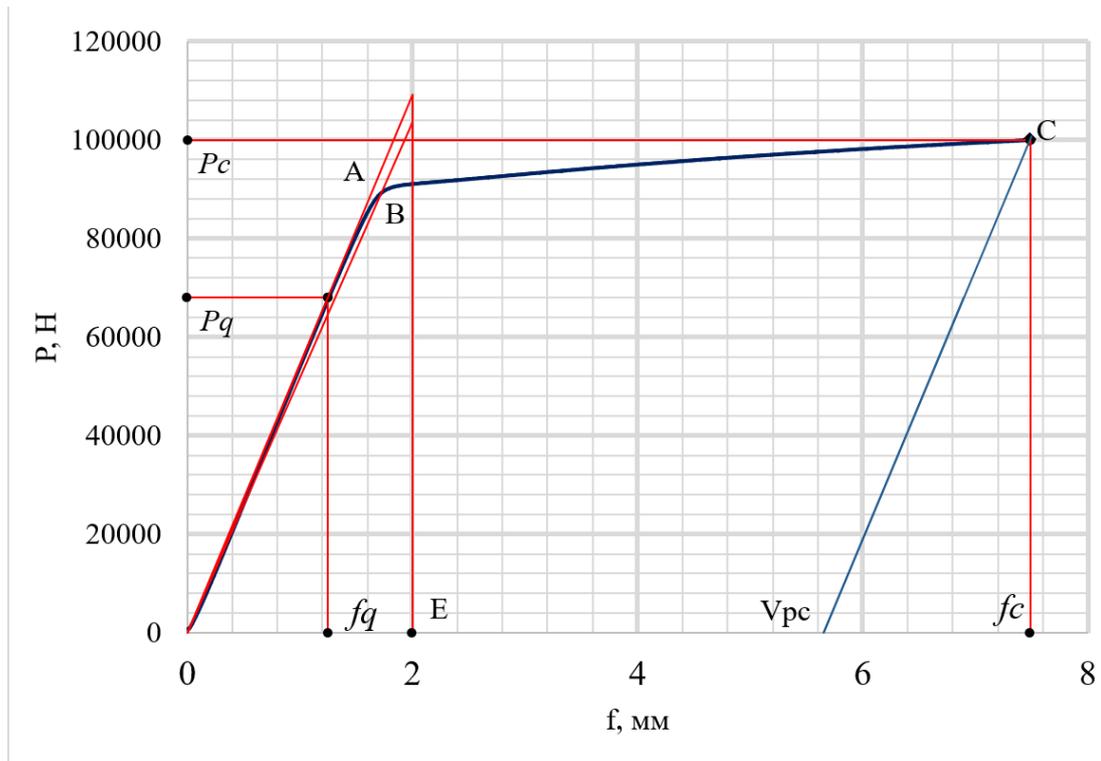


Рисунок 31 – Диаграмма P - f для стали категории прочности К60

Таблица 10 – Результаты испытаний

Результаты испытаний	Класс прочности					
	К52		К56		К60	
	1	2	3	4	5	6
l , м	0,00725	0,00725	0,00775	0,00775	0,007	0,007
Δl , м	0,00025	0,00025	0,00035	0,00035	0,00015	0,00015
ΔF (A_{pc}), м ²	$3,25 \cdot 10^{-6}$	$3,25 \cdot 10^{-6}$	$5,6 \cdot 10^{-6}$	$5,6 \cdot 10^{-6}$	$3,15 \cdot 10^{-6}$	$3,15 \cdot 10^{-6}$
P_Q , МН	0,063	0,063	0,042	0,04	0,068	0,068
P_C , МН	0,083	0,081	0,057	0,057	0,1000003	0,1000003
t_{pk} , м	0,0691	0,7	0,168	0,159	0,22	0,22
σ_{co} , МПа	1084	1084	605,733	576,888	713,63	713,63
K_c , МПа $\sqrt{м}$	$4,498 \cdot 10^4$	$4,498 \cdot 10^4$	$1,4 \cdot 10^3$	$1,262 \cdot 10^3$	$3,143 \cdot 10^3$	$3,143 \cdot 10^3$
K_Q , МПа $\sqrt{м}$	243,942	243,942	128,677	122,55	165,323	165,323
l_t , м	0,16	0,162	0,045	0,043	0,056	0,056
K_{QT} , МПа $\sqrt{м}$	$3,407 \cdot 10^4$	$3,499 \cdot 10^4$	1032	885,364	$2,137 \cdot 10^4$	$2,137 \cdot 10^4$
K^*_{c} , МПа $\sqrt{м}$	321,384	313,64	173,714	173,633	243,13	243,13
δ_C , м	$5,128 \cdot 10^{-3}$	$5,249 \cdot 10^{-3}$	$4,134 \cdot 10^{-3}$	$4,089 \cdot 10^{-3}$	0,027	0,027
J_c , МДж/м ²	$4,058 \cdot 10^6$	$3,845 \cdot 10^6$	$5,416 \cdot 10^6$	$5,416 \cdot 10^6$	$4,033 \cdot 10^6$	$4,033 \cdot 10^6$

3.1.6 Выводы

Метод оценки характеристик статической трещиностойкости на полнотолщинных образцах ТЛП, предназначенного для производства ТБД, имеет ряд преимуществ перед остальными. Анализ материала по трём различным характеристикам, как силовая, энергетическая, деформационная позволяет всесторонне оценить качество материала и обеспечивает прецизионную точность в разработке новых материалов. Однако подготовка эксперимента и обработка результатов занимает продолжительное время. Основное преимущество эксперимента на полнотолщинных образцах – это получение более корректных результатов испытаний, в частности, мы получаем критические коэффициенты интенсивности напряжений K (силовая характеристика трещиностойкости), раскрытие в вершине трещины δ_c (деформационная характеристика трещиностойкости) и критические значения J -интеграла (энергетическая характеристика) для материала со всеми его возможными недостатками по толщине проката, в частности химической или структурной неоднородности. Это один из способов мультимасштабного моделирования, которое направлено на оценку свойств и поведения материала на одном уровне с использованием информации или моделей с разных уровней и свойств элементарных процессов.

Исходя из результатов анализа деформационных характеристик (раскрытие в вершине трещины δ_c) сталь категории прочности К56 показала результаты ниже, чем сталь категории прочности К52: $5,249 \cdot 10^{-3}$ против $4,134 \cdot 10^{-3}$ м. Наилучшие значения у стали категории прочности К60: 0,027 м.

Помимо оценки действительных прочностных характеристик появляется возможность исследовать рельеф трещины для изучения механизма разрушения, что позволит охарактеризовать анизотропию ТЛП и, как следствие, ТБД.

3.2 Поперечный изгиб при вращении

Эксплуатация нефтегазопроводов сопровождается, как правило, циклическими нагрузками, вызванными работой насосных станций, климатическими условиями и другими внешними факторами. Особого внимания заслуживает сейсмическое воздействие на трубопровод, которое, как правило, вызывает циклические изгибные нагрузки. Для определения способности материала сопротивляться циклическому изгибу на сегодняшний день применяют методики, описанные в стандартах ГОСТ 25.506-85, ГОСТ 9454-78, ГОСТ 33845-2016 и др. [147], [148], [149], [150]. Однако в стандартных методиках основные схемы для испытания образцов трёхточечный или четырёхточечный изгиб. Это означает, что нагрузка, прикладываемая к образцу, действует по принципу отнулевого цикла. В большинстве случаев воздействие на трубопроводы является симметричным или ассиметричным и в редких случаях отнулевым [5].

Одним из подходящих испытаний для оценки способности материалов сопротивляться вибрационным воздействиям является поперечный изгиб при вращении. В процессе подготовки образцов для испытания на поперечный изгиб при вращении руководствовались ГОСТ 25.502-79, а обработку результатов выполнили по методу Робертсона [151]. Образцы с предварительно нанесённой трещиной испытывали на поперечный изгиб при вращении и построили кинетическую диаграмму усталостного разрушения (КДУР), отражающую зависимость между скоростью распространения трещины v и коэффициентом интенсивности напряжений в вершине трещины (его размахом ΔK и максимальным значением K_{\max} с учётом асимметрии цикла) в логарифмических координатах. Определены основные характеристики трещиностойкости материала: пороговый коэффициент интенсивности напряжений $K_{\max t}$, (порог усталости, соответствующий верхнему значению K_{\max} , при котором трещина не развивается; критический коэффициент интенсивности напряжений K_{fc} (циклическая вязкость разрушения), соответствующий спонтанному разрушению (разлому) образца [152], [153], [154].

3.2.1 Подготовка оборудования и материалов для испытаний на поперечный изгиб при вращении

Наиболее подходящий для таких испытаний образец – это цилиндр с концентратором напряжений (рисунок 32).

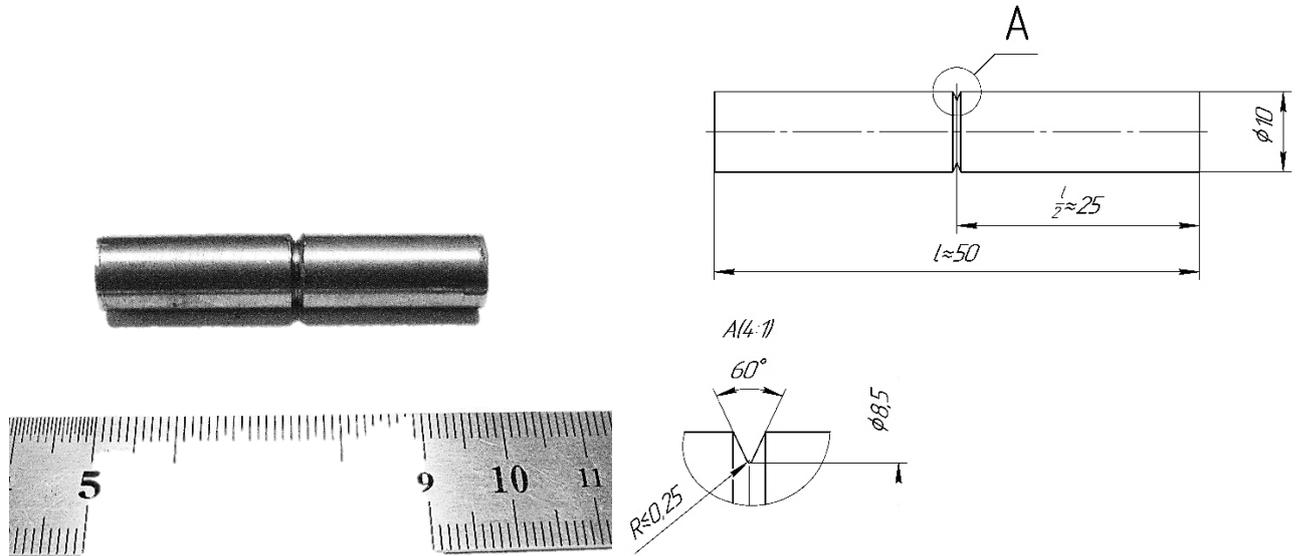


Рисунок 32 – Образец для проведения экспериментов на поперечный изгиб при вращении

Было подготовлено по три образца из каждой стали категории прочности К52, К56 и К60.

Обычно такие опыты проводят на испытательных машинах типа МУИ-6000. Однако подобное испытание можно организовать на любом токарном станке, оснастив его простым приспособлением. Таким образом, было решено апробировать разработанную оснастку для проведения испытаний на поперечный изгиб при вращении (рисунок 33).

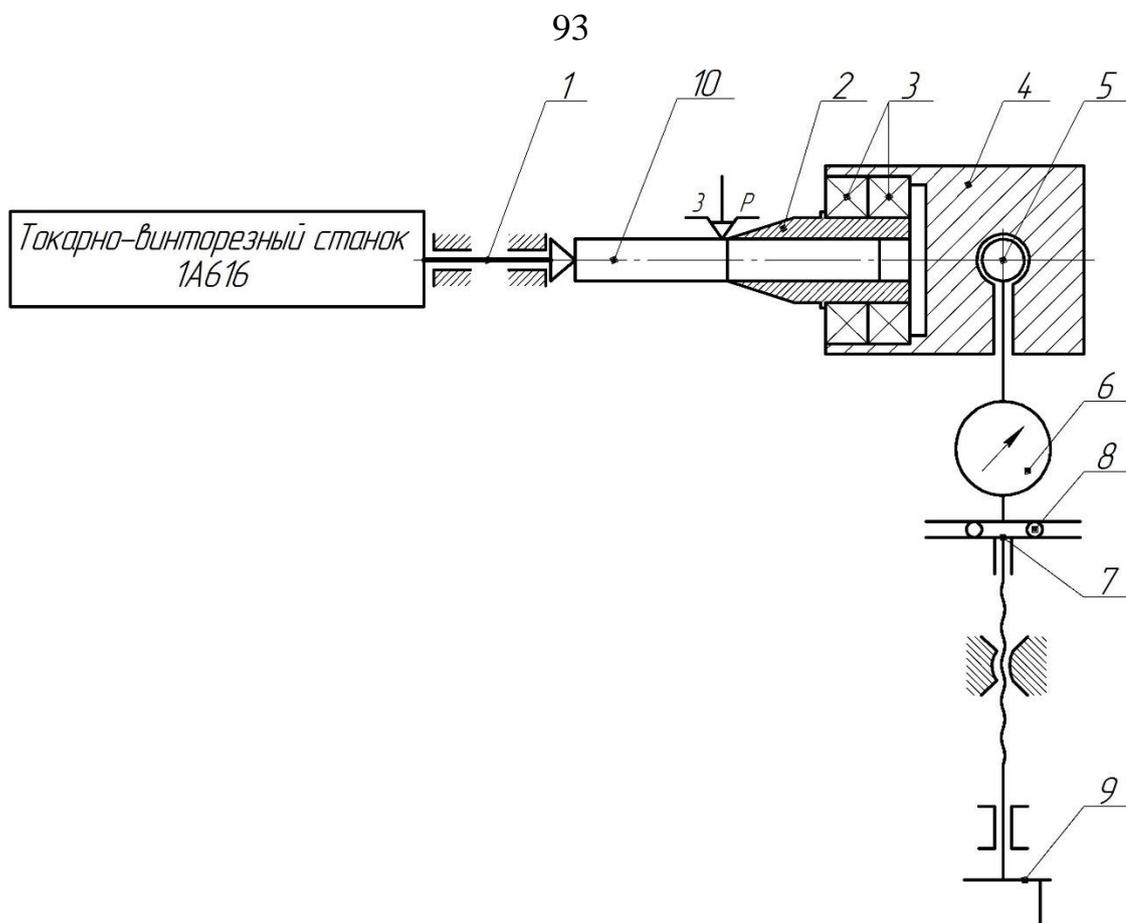


Рисунок 33 – Кинематическая схема приспособления для проведения экспериментов на поперечный изгиб при вращении на базе токарно-винторезного станка 1А616

Последовательность операций для подготовки испытаний на поперечный изгиб при вращении была следующая. Образец 10 устанавливали в оправку 2 и зажимали в патрон шпинделя 1 токарно-винторезного станка 1А616. При этом базировали кулачки максимально близко (не более 0,5 мм) к концентратору напряжений. Торцевая втулка оправки 2 также расположена близко (не более 0,5 мм) к концентратору напряжений.

Перед началом испытаний проверяли биение образца в патроне путём медленного вращения шпинделя 1. Если биение более 0,01 мм, выполняли переустановку образца. При необходимости повторяли до удовлетворения требуемого допуска. Показания считывали с индикатора часового типа (ИЧ-10 ГОСТ 577-68), установленного на динамометре сжатия 6 механического типа ДОСМ-3-0,1У.

Динамометр 6 закреплён на суппорте 7 посредством линейной подвижной опоры 8 с одной стороны и шарнирно 5 с другой в корпус оснастки 4. Вращение втулки 2 относительно корпуса 4 обеспечивает сдвоенный подшипник 3.

Перемещение суппорта 7 создаёт нагрузку на консоль оснастки посредством динамометра 6. Возможность перемещения суппорта реализована на базе передачи винт-гайка, винт которой передаёт вращение от маховика 9. Показана реальная оснастка в токарно-винторезном станке 1А616 (рисунок 34).



Рисунок 34 – Установка образца перед началом опыта на поперечный изгиб при вращении на базе токарно-винторезного станка 1А616

Таким образом, выполняли подготовку эксперимента на поперечный изгиб цилиндрических образцов при вращении на базе токарно-винторезного станка с помощью разработанной оснастки.

3.2.2 Методика проведения испытаний цилиндрических образцов на поперечный изгиб при вращении

3.2.3 Определение начальных и граничных условий испытаний

Поскольку применение сталей категорий прочности К52, К56 и К60 обусловлено производством труб большого диаметра для нефтегазопроводов, то сейсмоустойчивость магистрали является актуальной проблемой в данной отрасли. Например, исследования в байкальской рифтовой зоне, по территории которой планируется прокладка нефтепровода в Китай («Восточный нефтепровод»), показывают, что бóльшая часть спектров ускорения ($r = 70$ км) имеет выраженные нижние и верхние граничные частоты: 2–3 и 7–8 Гц соответственно [147].

Наиболее опасными для сооружений, фундаментов и магистралей нефтегазопроводов являются частоты по верхней границе спектра [148]. Предположим, что планируется прокладка нефтегазопровода в байкальской рифтовой зоне, где верхние граничные частоты составляют 7-8 Гц. Тогда согласно паспорту токарно-винторезного станка 1А616 возможно установить обороты шпинделя 450 об/мин, что будет соответствовать синусоидальному возбуждению при циклическом изгибе с частотой $f=7,5$ Гц.

Испытания проводили следующим образом. После установки образца в оснастку и патрон токарно-винторезного станка, убедившись в отсутствии нагрузки со стороны суппорта, запускали станок. Включали видеофиксацию. Задавали мерную нагрузку F_R со стороны суппорта и фиксировали время разрушения.

Число циклов до разрушения определяли по формуле:

$$N = ft_R,$$

где f – частота возбуждения, Гц;

t_R – время от приложения нагрузки до разрушения образца, с.

Опытами установлен для каждого материала предел выносливости σ_R – наибольшее напряжение цикла, при котором образец может сопротивляться без разрушения неограниченно долго. Обычно при симметричном цикле нагружения предел выносливости по нормальным напряжениям обозначают σ_{-1} , а при пульсирующем – σ_0 .

Предел выносливости σ_R определяли при построении диаграммы испытаний на выносливость в координатах максимальное напряжение цикла – число циклов. По результатам нагружения серии образцов (в количестве по 10 шт. каждой марки стали), одинаковых по форме, размерам и чистоте обработки, построили диаграммы испытаний на выносливость (диаграммы Веллера).

При тарировании нагрузки по возникающим напряжениям в образце были определены требуемые расчётные усилия, создаваемые внешней силой (рисунок 35).

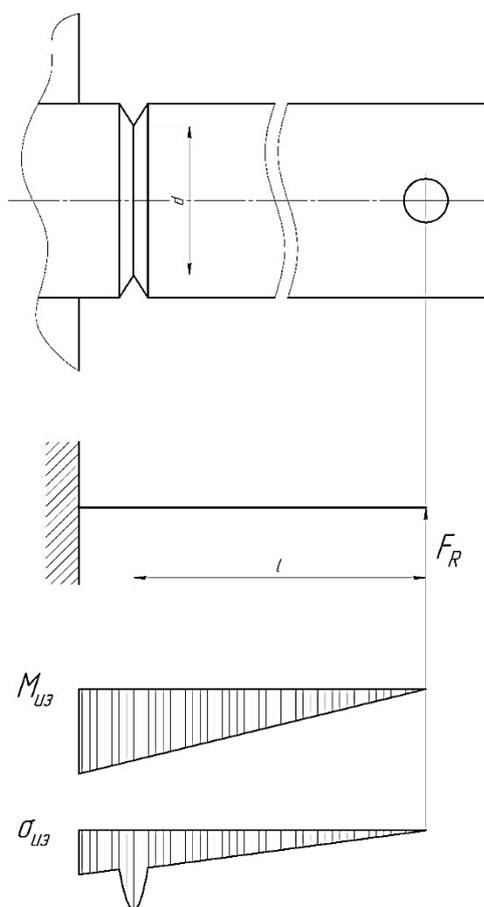


Рисунок 35 – Упрощённые эпюры и схема нагружения к расчёту силы F_R

Изгибающий момент, возникающий в образце от приложенной силы F_R ,

$$M_{\text{из}} = F_R l,$$

где l – расстояние от линии приложения силы F_R до концентратора напряжений образца.

При допущении, что в результате нагрузки образца по предложенной схеме происходит чистый изгиб, т.е. $\sigma_R = \sigma_{\text{из}}$, а в концентраторе напряжений наблюдается их максимум, тогда напряжение при чистом изгибе

$$\sigma_{\text{из}} = \frac{M_{\text{из}}}{W_x},$$

где W_x – момент сопротивления, мм^3 .

Поскольку сечение круг, тогда

$$W_x = \frac{\pi d^3}{32},$$

где d – диаметр в сечении концентратора напряжений, мм.

Путём преобразований выражений напряжения при чистом изгибе, изгибающего момента и момента сопротивления получим уравнение силы, создающей нагрузку:

$$F_R = \frac{\pi d^3 \sigma_{\text{из}}}{32l}.$$

3.2.4 Проведение испытаний на изгиб при вращении

При испытании стали каждой марки первый образец нагружали до создания напряжения $\sigma_l = 0,6\sigma_B$. Образцы испытывали до разрушения, которое происходит

при числе циклов N_1 . Второй образец испытывали при $\sigma_2 < \sigma_1$ на 4-5 % от σ_B , выполняя снижение нагрузки. Для правильности построения кривой необходимо от образца к образцу снижать напряжения до тех пор, пока очередной образец не выдержит N_q циклов. Для сталей и сплавов N_q принимают равным 10^7 циклов. При заданной частоте возбуждения испытания последних образцов могут продлиться до двух недель. По этой причине ограничили N_q до базового числа порядка циклов 10^6 . По выражениям, описывающим аппроксимированные кривые, спрогнозировали значения пределов выносливости по нормальным напряжениям, которые могут быть достигнуты при $N_q = 10^7$ циклов.

Для сталей категорий прочности К52, К56 и К60 приведены диаграммы выносливости образцов (рисунок 36). Для более удобного сравнения диаграмм Веллера, характеризующих выносливость сталей разных марок, шкала напряжений указана в процентах от σ_B .

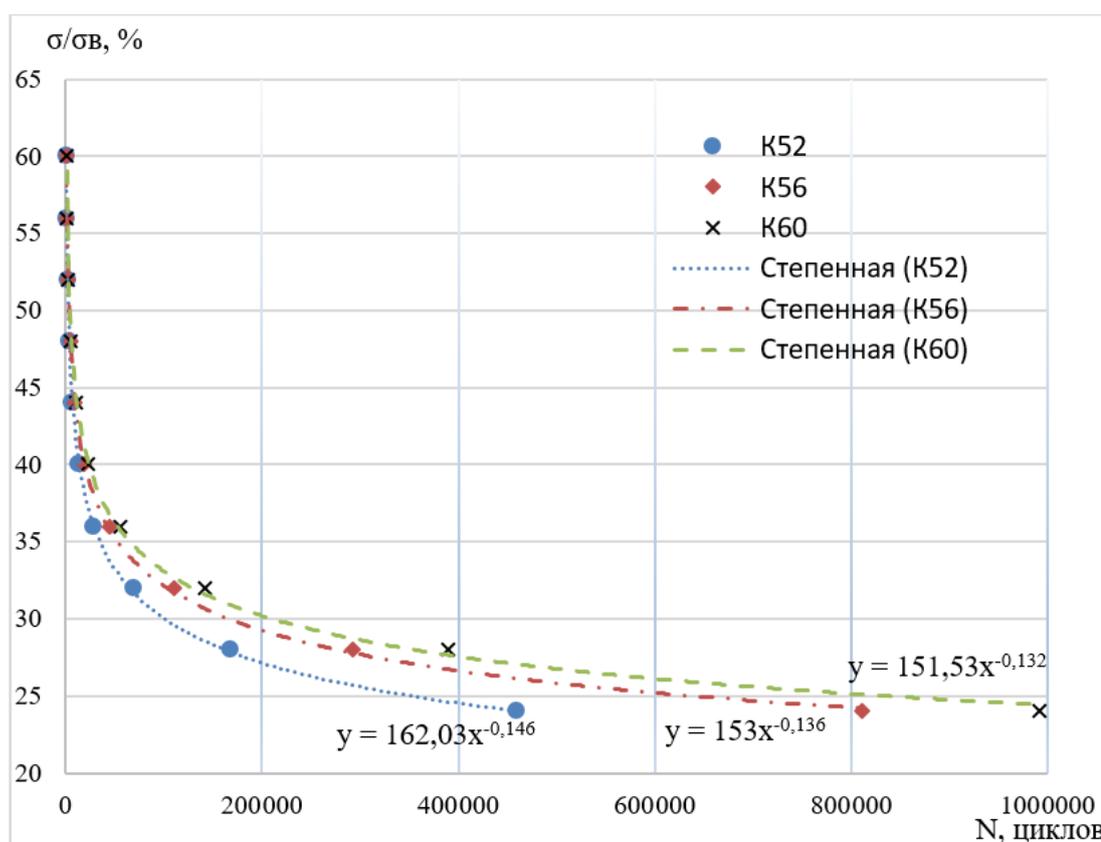


Рисунок 36 – Экспериментальные диаграммы Веллера для сталей категорий прочности К52, К56 и К60

По экспериментальным значениям построены аппроксимирующие кривые. Получены выражения, характеризующие выносливость сталей. Интерпретация выражений представлена в таблице (таблица 11).

Полученные значения пределов выносливости справедливы лишь для конкретного типоразмера образцов и варианта концентрации напряжений. На основе общей оценки характеристик материала и конструкций исследуют влияние концентраторов напряжений, что позволяет учитывать особенности материала при проектировании и разработке новых конструкций.

Таблица 11 – Характеристики пределов выносливости трубных сталей

Класс прочности	σ_B , МПа	Функция	σ_{-1} , МПа	
			при $N_q = 10^7$	при $N_q = 10^8$
K52	560	$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_B \cdot 162,03}{100N^{0,146}}$	86,3	61,6
K56	580	$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_B \cdot 153}{100N^{0,136}}$	99,1	72,5
K60	640	$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_B \cdot 151,53}{100N^{0,132}}$	115,5	85,2

В первую очередь интерес представляет характеристика трещиностойкости ТЛП при малоцикловой усталости. Ограничим интересующую область числа циклов до 2000. В указанной области было испытано по три образца стали от каждой категории прочности (K52, K56, K60).

Базируясь на методике определения трещиностойкости, предложенной профессором В.С. Ивановой критическая интенсивность напряжений

$$K_{1C} = \sigma \sqrt{\pi a_k},$$

где σ – действующее максимальное брутто-напряжение цикла, МПа;

a_k – критическая длина трещины, мм.

Момент появления усталостных трещин и наблюдение за их развитием при температуре 20°C фиксировали на скоростную камеру (рисунок 37).

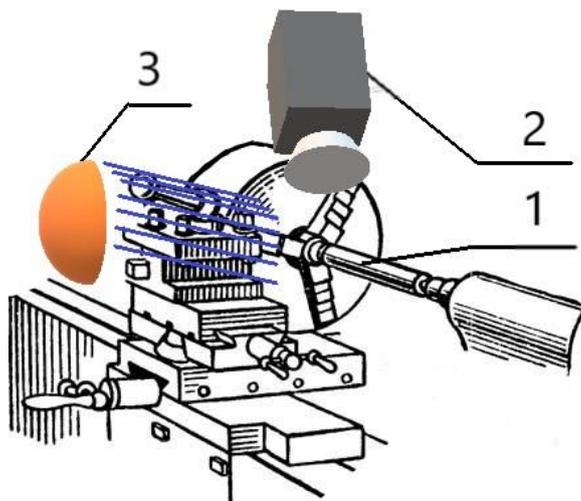


Рисунок 37 – Схема наблюдения за процессом роста трещины при поперечном изгибе с вращением: 1 – образец; 2 – скоростная камера; 3 –искусственное освещение

Используя выражение критической интенсивности напряжений, были определены K_{th} – пороговый коэффициент интенсивности напряжений и K_{fc} – вязкость разрушения при полном разрушении. Построены КДУР для каждого образца и представлена усреднённая кривая с линеаризованной зависимостью (рисунок 38-40).

Построение КДУР выполнили в координатах $da/dn-K$ на базе аналитического метода математической обработки результатов испытаний на поперечный изгиб при вращении, который заключается в логической обработке массива измерений длин трещины a и количества циклов нагружений N при известных характеристиках НДС.

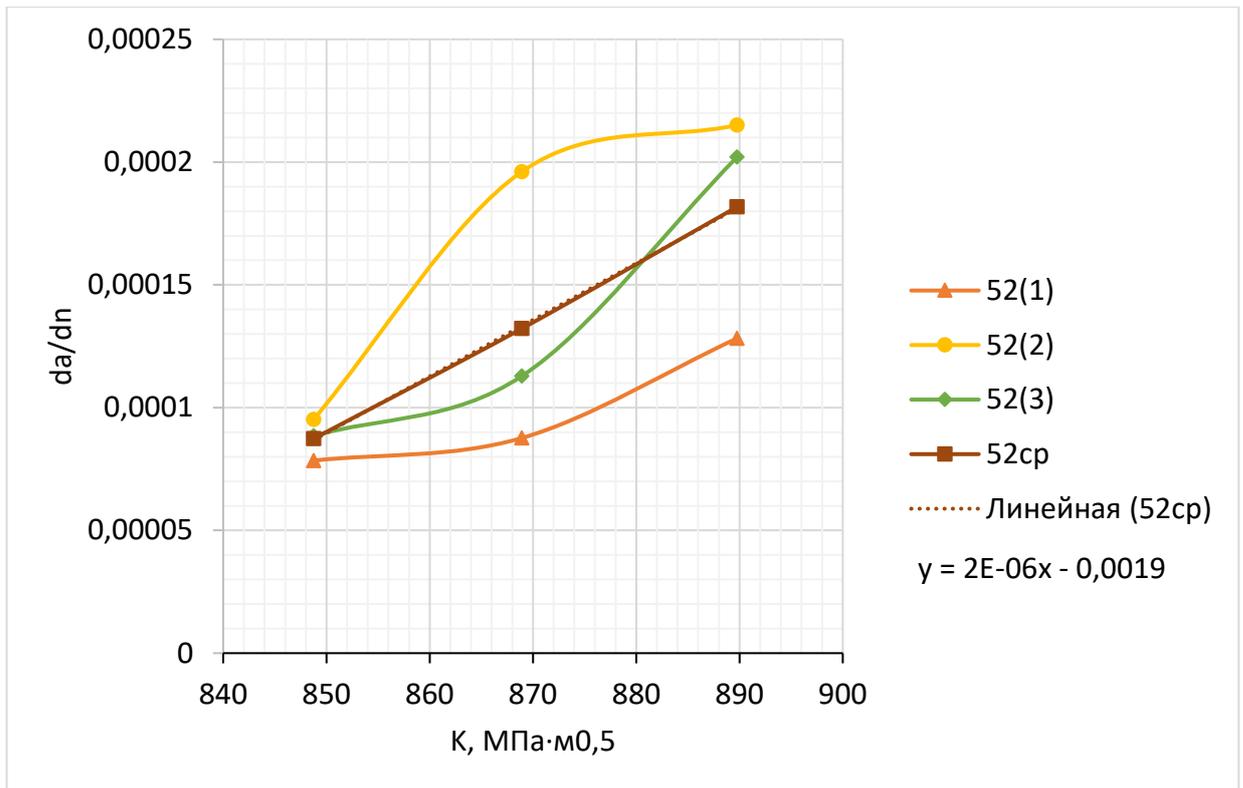


Рисунок 38 – КДУР для стали категории прочности K52

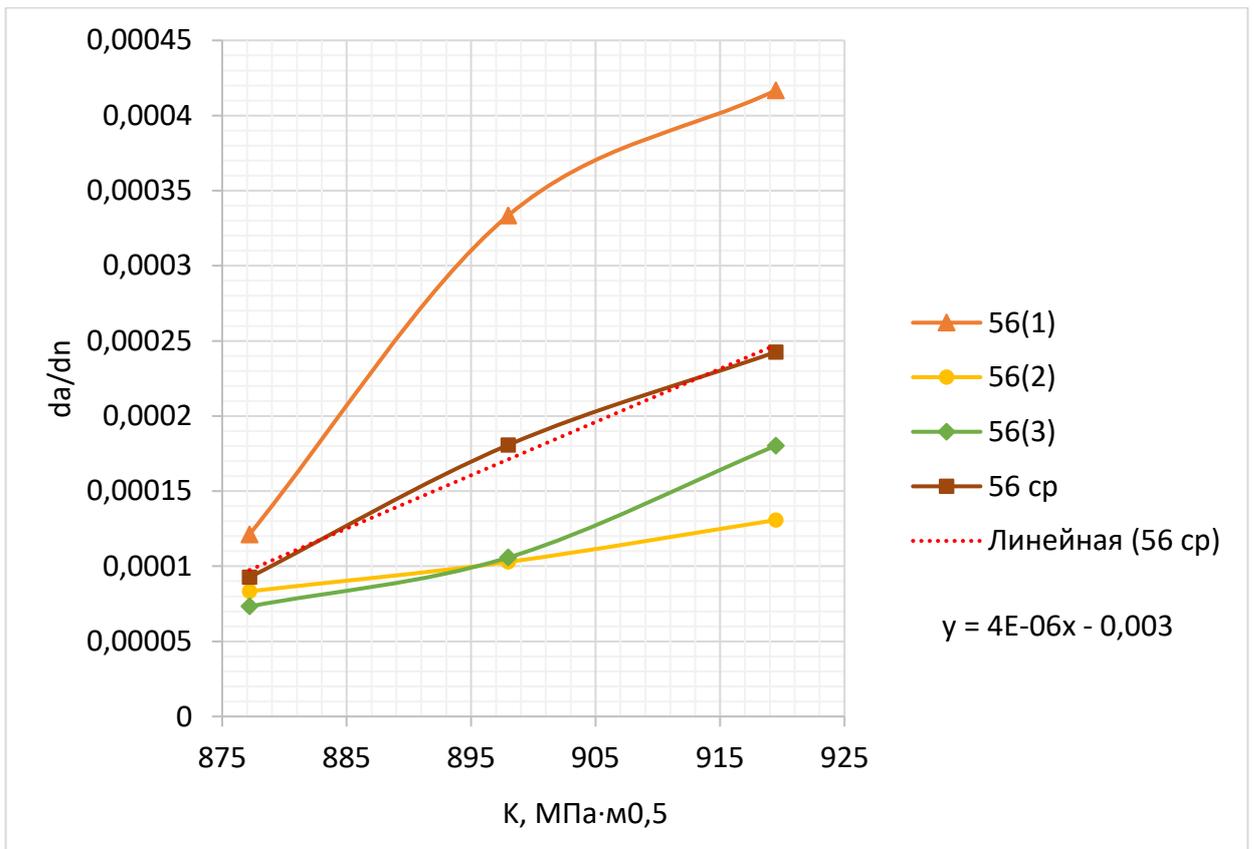


Рисунок 39 – КДУР для стали категории прочности K56

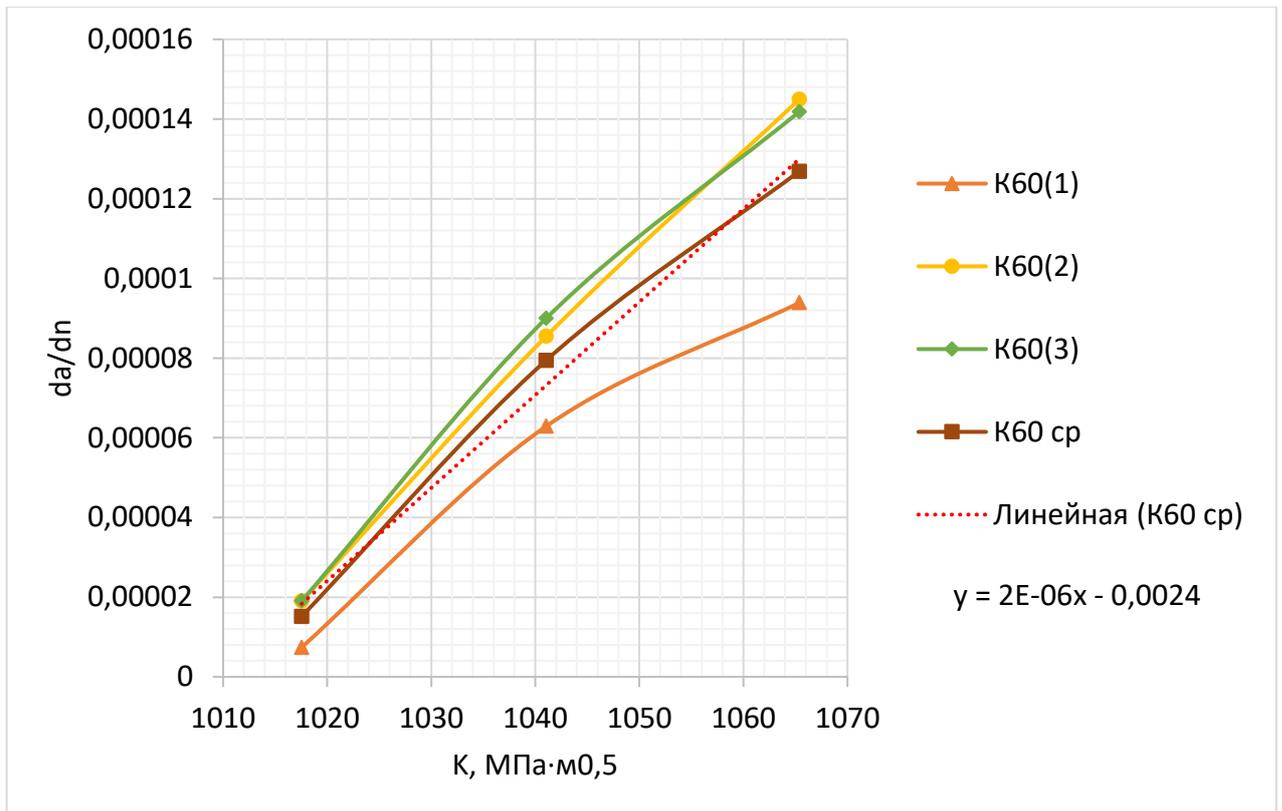


Рисунок 40 – КДУР для стали категории прочности К60

Анализ линеаризованных зависимостей позволяет отметить, что коэффициенты аргументов для сталей категорий прочности К52 и К60 одинаковые, а для стали категории прочности К56 коэффициент выше, что говорит о большей хрупкости стали данной марки.

Анализ излома образцов позволяет также оценить возможные дефекты (рисунок 41-43).

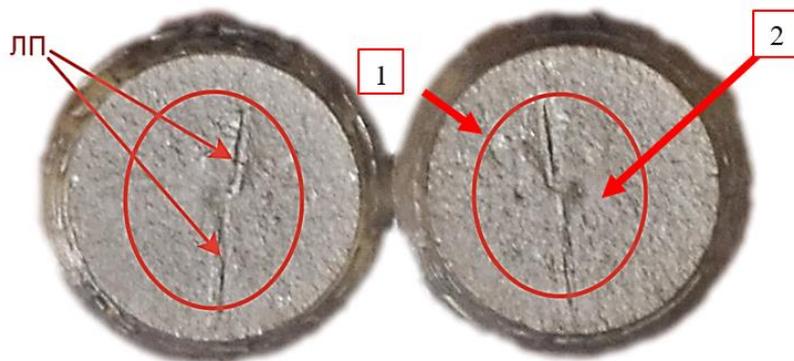
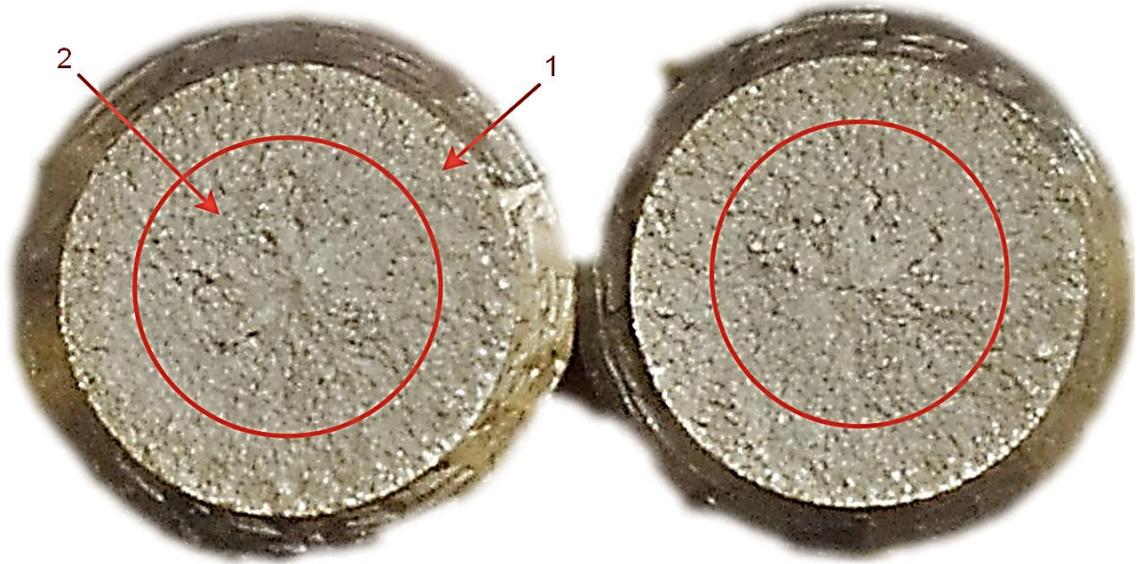
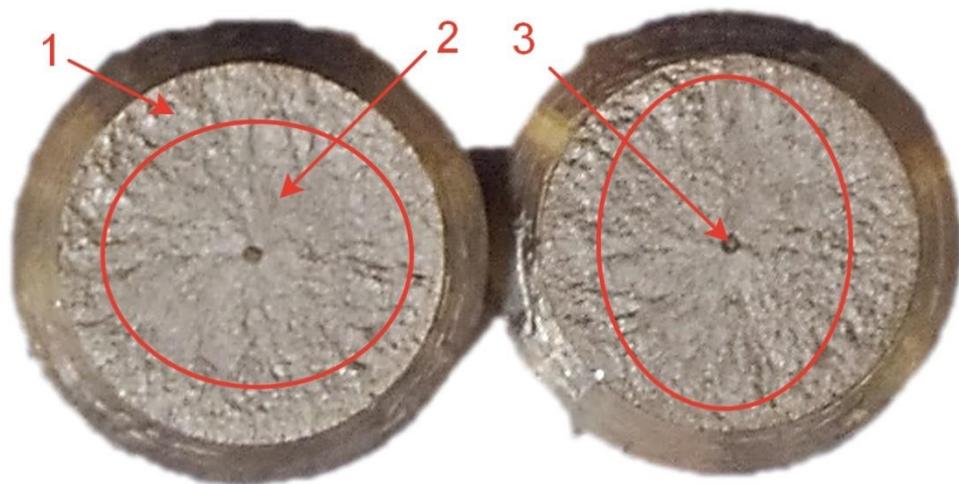


Рисунок 41 – Образцы стали категории прочности К52 после испытаний:
ЛП – ликвационная полоса; 1 – усталостная и переходная зона;
2 – зона хрупкого излома



*Рисунок 42 – Образцы стали категории прочности К56 после испытаний:
1 – усталостная и переходная зона; 2 – зона хрупкого излома*



*Рисунок 43 – Образцы стали категории прочности К60 после испытаний:
1 – усталостная и переходная зона; 2 – зона хрупкого излома 3 – дефект*

Чаще всего с уменьшением размера зерна предел выносливости возрастает, хотя в ряде работ показано, что измельчение структуры металла не всегда приводит к изменению долговечности. При анализе влияния структурного фактора на циклическую прочность необходимо иметь в виду, что закономерности разрушения металлических материалов при циклическом и статическом нагружениях имеют много общего.

3.2.5 Выводы

Предложенный метод оценки характеристических свойств ТЛП для производства ТБД имеет ряд преимуществ перед остальными в силу экспериментальной вариативности и простоты в подготовке и организации опыта. Под вариативностью понимается в первую очередь скорость вращения образца, коррелирующая с частотой, свойственной предположительным условиям эксплуатации реального объекта. Вариативность также представлена возможностью оценить свойства материала по форме и виду концентратора напряжений, например, кольцевая проточка с резким переходом, галтель или сварочный шов.

Помимо оценки действительных прочностных характеристик появляется возможность исследовать рельеф трещины для изучения механизма разрушения, что позволит охарактеризовать анизотропию ТЛП и, как следствие, ТБД.

3.3 Оценка микроструктуры образцов

Микроструктуру образцов изучали методами оптической и сканирующей электронной микроскопии на микроскопах металлографический инвертированный Meiji-200 TechnoMeijiTechnoCorp и JSM-6490LV JEOL с системой микроанализа INCA Energy 450 x-MAX 50 Premium, HKL Premium EBSD System Nordlys II 2 S Oxford Instruments Ltd соответственно после механической полировки и травления в 4% спиртовом растворе азотной кислоты. Для оценки микроструктуры стали были взяты по два образца каждой марки стали: один образец, вырезанный вдоль линии прокатки, другой – поперёк. Анализ микроструктуры образцов в различных направлениях позволяет детально и корректно проанализировать качество стали. Направления выреза образцов показаны на рисунке (рисунок 44).

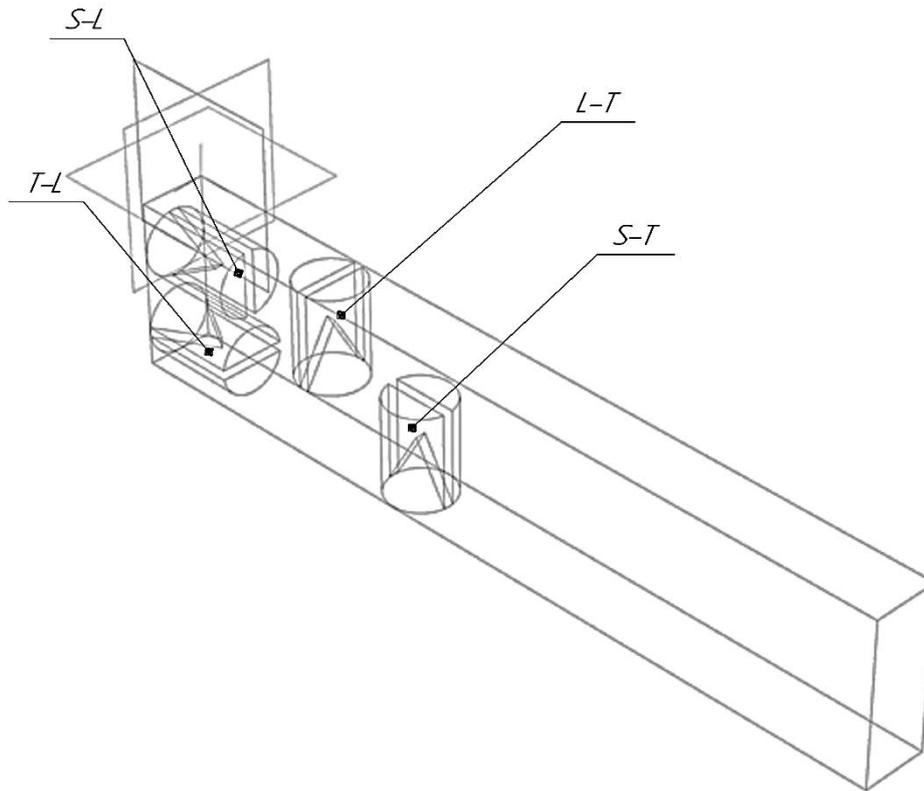


Рисунок 44 – Схема расположения и маркировки образцов

Анализ микроструктуры образца категории прочности К52 в обоих направлениях (вдоль и поперёк линии проката) показал ярко выраженную полосатость (рисунок 45, рисунок 46).

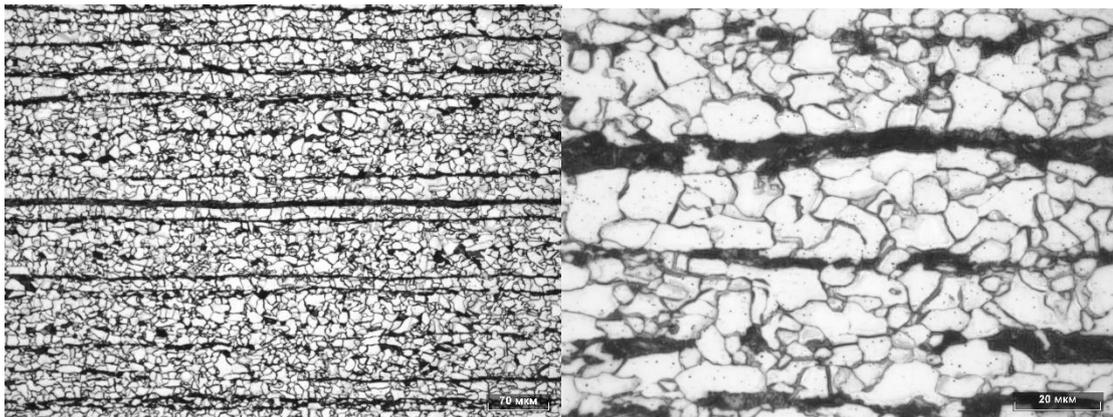


Рисунок 45 – Микроструктура стали категории прочности К52 в направлении SL при x200 и x1000 увеличении

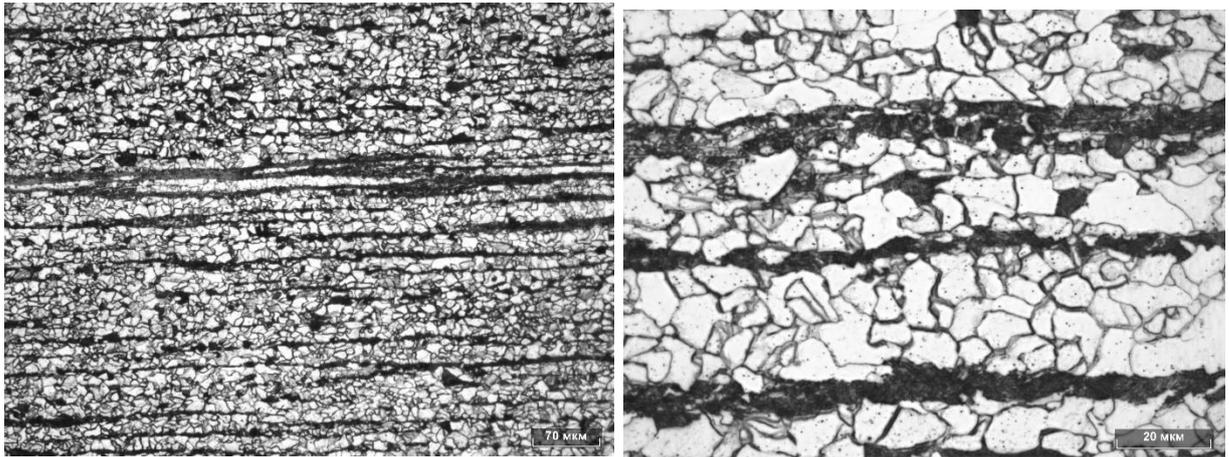


Рисунок 46 – Микроструктура стали категории прочности К52 в направлении ST при x200 и x1000 увеличении

При анализе микроструктуры стали категории прочности К56 выявлена полосчатость вдоль линии проката (рисунок 47, рисунок 48).

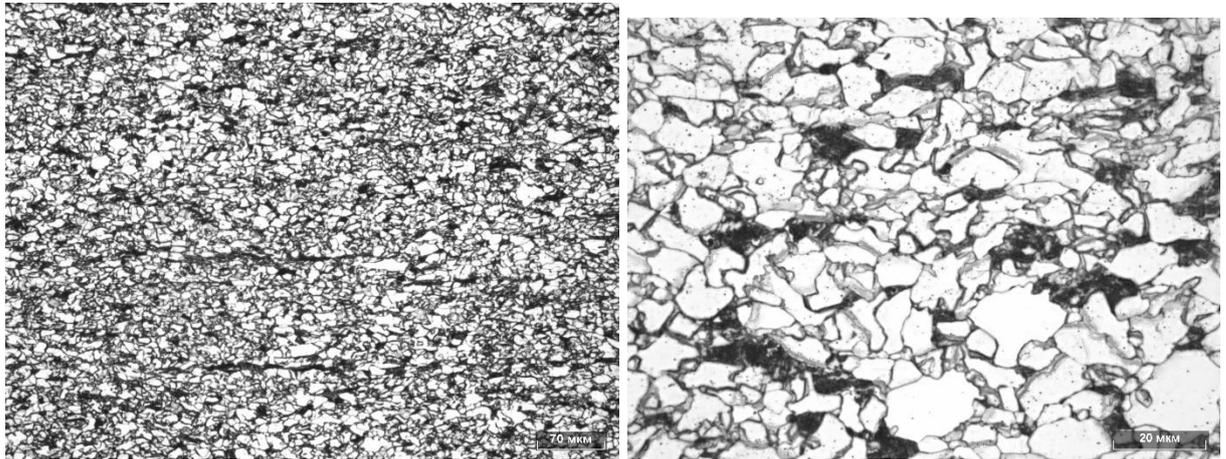


Рисунок 47 – Микроструктура стали категории прочности К56 в направлении ST при x200 и x1000 увеличении

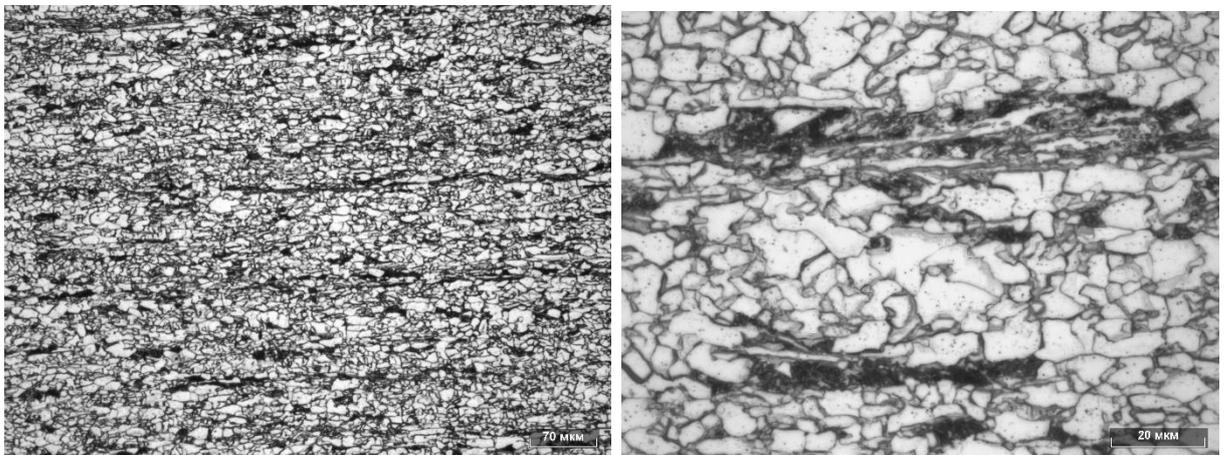


Рисунок 48 – Микроструктура стали категории прочности К56 в направлении SL при x200 и x1000 увеличении

При анализе микроструктуры образца стали категории прочности К60 ярко выраженная полосчатость в обоих направлениях. Поперёк линии прокатки вытянутые зерна микроструктуры, что является типичной структурой после прокатки (рисунок 49, рисунок 50).

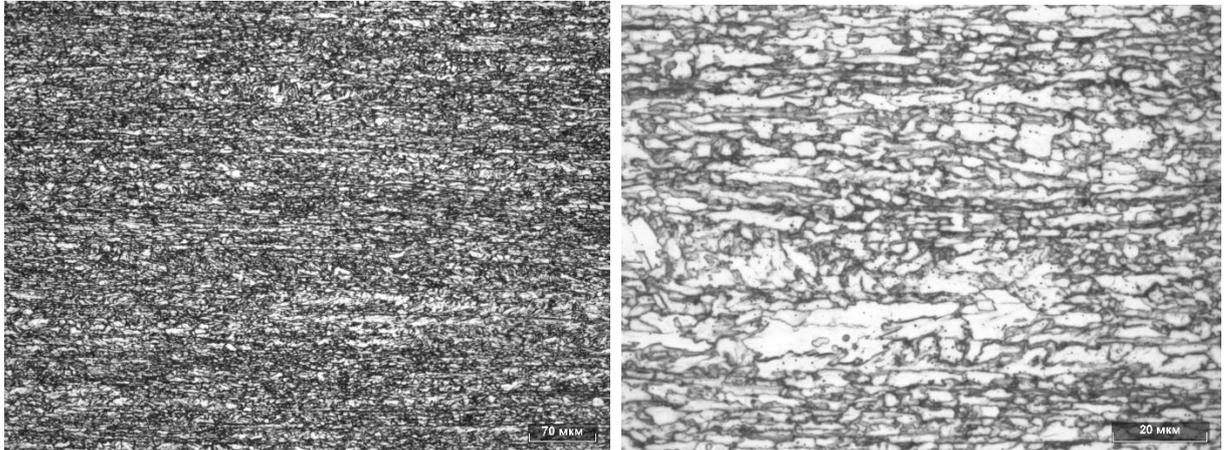


Рисунок 49 – Микроструктура стали категории прочности К60 в направлении ST при x200 и x1000 увеличении

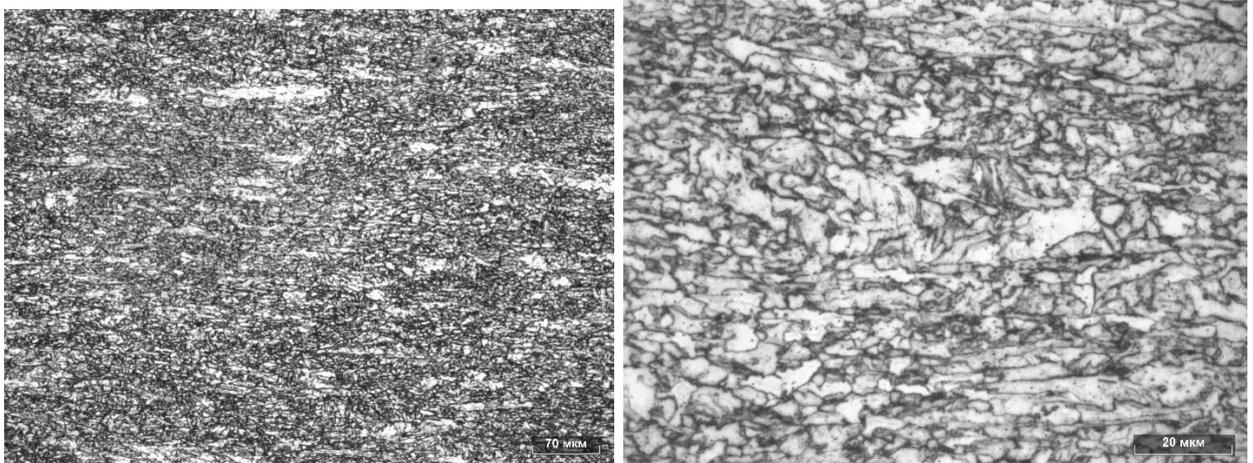


Рисунок 50 – Микроструктура стали категории прочности К60 в направлении TL при x200 и x1000 увеличении

В ходе исследования микроструктуры образцов была выявлена структурная (в виде зёрен феррита) и химическая неоднородность проката (Fe , C , Ti , Nb , Mn) во всех исследуемых образцах.

3.4 Влияние химического состава на структуру и механические свойства стали

В исследовании использовали информацию из паспортов раскатов, прокатанных на толстолистовом стане 5000 ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» в период с января 2019 по январь 2020 года.

Суммарно компьютерная база данных содержит 2391 строковых записей.

При создании информационного массива в выборку входили результаты ковшовых проб и разрушающих испытаний низколегированных трубных сталей различных марок категории прочности К60, прокатанных на стане 5000 горячей прокатки на один или несколько профилеразмеров. При этом соблюдались следующие правила:

- выборка должна быть представительной, для чего она должна охватывать весь возможный процесс изменений технологических факторов. Это достигали охватом достаточно длительного периода времени (один год) и различных вариантов температурных режимов контролируемой прокатки металла;
- использованы результаты разрушающих испытаний на растяжение плоских пятикратных образцов по ГОСТ 1497.

Для подтверждения достоверности выборки проводили предварительный анализ исходных данных.

Статистический анализ проводили в несколько этапов:

- 1) сплошной анализ всей выборки (учёт всех данных) с проверкой нормальности распределения, степени значимости и определения коэффициентов корреляции.
- 2) выборочный анализ выборки (изучали отобранные в случайном порядке совокупности данных с целью характеристики всего массива) с проверкой нормальности распределения, степени значимости и определения коэффициентов корреляции.

Нормальности распределения проверяли по двум критериям: Шапиро-Уилка и Колмогорова-Смирнова. Для оценки по критерию Шапиро-Уилка выборку

сокращали до 1950 наблюдений. В результате анализа гипотеза о нормальности распределения была частично подтверждена по критерию Шапиро-Уилка на выборочном анализе и отклонена на сплошном анализе. Поэтому в данном исследовании использовали непараметрический коэффициент корреляции по Спирмену. Для определения значимых факторов было проанализировано 2393 пробы К60 различных концепций легирования. Толщина проката от 17,0 до 26,3 мм.

В работе выполнен корреляционный анализ взаимосвязи показателей шкалы полосчатости структуры, результатов механических испытаний (KCV , KCU , ИПГ) и химических элементов в составе стали (C , Si , Mn , S , P , Cr , Ni , Cu , Al , Ti , V , Mo , Nb и Sn). Выбор шкал был обоснован влиянием на трещиностойкость материалов. Составлены матрицы корреляции. (Приложение 2, таблица 1 и таблица 3) и проведена оценка значимости (Приложение 2, таблица 2).

Самая распространённая структура горячекатаных и нормализованных сталей — ферритно-перлитная смесь, в большинстве случаев характеризуемая неравномерным расположением структурных составляющих — полосчатостью. Механизм формирования полосчатой структуры представляется следующим. В процессе затвердевания ликвирующие элементы (марганец, фосфор) вытесняются из первых сформировавшихся дендритов δ -феррита, что приводит к формированию междендритных зон, обогащенных этими элементами. Впоследствии эти области будут характеризоваться овальной формой зёрен после горячей прокатки и станут основой микрохимической и микроструктурной полосчатости. Аналогичный механизм приводит к осевой химической неоднородности в непрерывнолитом слябе.

Существуют значимые умеренные и слабые отрицательные взаимосвязи KCU^{60} , и химических элементов Si ($r=-0,256$, $p<0,05$), Mn ($r=-0,322$, $p<0,01$), Cr ($r=-0,234$, $p<0,05$), Al ($r=-0,289$, $p<0,01$), Sn ($r=-0,213^*$, $p<0,05$). Чем больше выражены массовые значения Si , Mn , Cr , Al и Sn , тем меньше KCU^{60} .

Были выявлены значимые умеренные и слабые отрицательные взаимосвязи ИПГ⁻²⁰ и химических элементов Mn ($r=-0,293$, $p<0,01$), Al ($r=-0,426$, $p<0,001$), Ti

($r=-0,334$, $p<0,001$), B ($r=-0,247$, $p<0,05$). Чем в большей степени выражены массовые значения Mn , Al , Ti и B , тем меньше значение ИПГ⁻²⁰.

Были выявлены значимые умеренные положительные взаимосвязи баллом по шкале «Полосчатость» и химических элементов Cr ($r=0,397$, $p<0,001$), Ni ($r=0,436$, $p<0,001$), Cu ($r=0,458$, $p<0,001$). Чем в большей степени выражены массовые значения Cr , Ni , и Cu , тем в большей степени значение балла «Полосчатость структуры».

3.5 Выводы

1. Выполнено исследование трещиностойкости на полнотолщинных образцах для получения более корректных результатов испытаний. Основное преимущество эксперимента на полнотолщинных образцах – это получение более корректных результатов испытаний, в частности, мы получаем критические коэффициенты интенсивности напряжений K (силовая характеристика трещиностойкости), раскрытие в вершине трещины δ_c (деформационная характеристика трещиностойкости) и критические значения J -интеграла (энергетическая характеристика) для материала со всеми его возможными недостатками по толщине проката, в частности химической или структурной неоднородности. В результате были проанализированы критические коэффициенты интенсивности напряжений K (силовая характеристика трещиностойкости), раскрытие в вершине трещины δ_c (деформационная характеристика трещиностойкости) и критические значения J -интеграла (энергетическая характеристика) для материала со всеми его возможными недостатками по толщине проката, в частности химической или структурной неоднородности. Анализа деформационных характеристик (раскрытие в вершине трещины δ_c) у стали категории прочности К56 результат ниже, чем у стали категории прочности К52: $5,249 \cdot 10^{-3}$ м против $4,134 \cdot 10^{-3}$ м. Самые высокие значения у стали категории прочности К60: 0,027 м.

2. Проведено исследование КДУР цилиндрических образцов с концентратором напряжений в условиях поперечного изгиба при вращении, определены пороговые коэффициенты интенсивности напряжений для сталей категории прочности К52, К56, К60, которые составили 845; 875 и 1015 Н·мм^{3/2} соответственно. Выявлена склонность стали категории прочности К56 к более быстрому росту трещины в сравнении с К52 и К60.

3. В ходе исследования микроструктуры образцов была выявлена структурная (в виде зёрен феррита) и химическая неоднородность проката (Fe, C, Ti, Nb, Mn) во всех исследуемых образцах.

4. В работе выполнен корреляционный анализ взаимосвязи полосчатости структуры, результатов механических испытаний (*KCV*, *KCU*, ИППГ) и химических элементов в составе стали (*C*, *Si*, *Mn*, *S*, *P*, *Cr*, *Ni*, *Cu*, *Al*, *Ti*, *B*, *Mo*, *V*, *Nb* и *Sn*). Составлены матрицы корреляции.

4 РЕАЛИЗАЦИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ И ВОПРОСЫ ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЙ

В развитие концепции проектирования «расчёт трубопровода на основе деформации» и концепции «Интегрированной инженерии вычислительных материалов» (ИСМЕ) был создан алгоритм поиска решения разработки технологии производства высокопрочного толстолистового проката для трубопроводов, работающих в условиях повышенной сейсмичности.

Требования к прокату формирует, как правило, конечный потребитель, в нашем случае это предприятие, ответственное за эксплуатацию нефтегазопровода, и производитель ТБД. Тогда логично будет изучить основные требования, предъявляемые к готовому изделию, чтобы определить критерии для проектирования и совершенствования технологического процесса в рамках концепции «расчёт трубопровода на основе деформации».

Основные требования, предъявляемые к металлу из высокопрочных низколегированных сталей, определяются характеристиками ТБД (рисунок 51):

- агрегатное состояние транспортируемого вещества (жидкость, газ);
- рабочее давление транспортируемого вещества;
- диаметр трубы;
- внешние условия строительства и эксплуатации (наземный, подводный, сейсмоактивные зоны и т.д.);
- климатические условия строительства и эксплуатации трубопровода;
- коррозионная активность внешней и внутренней сред [155], [156].

Последствия отказа магистрального трубопровода могут стать причиной экологической катастрофы, поэтому надёжность магистрального трубопровода является приоритетным критерием.



Рисунок 51 – Критерии соответствия материала ТБД

Критерии совершенствования технологического процесса производства ТЛП обусловлены векторными задачами при проектировании магистральных трубопроводов:

1. Повышение пропускной способности трубопровода, а значит, увеличение его диаметра и давления в системе.
2. Требования к снижению металлоёмкости (снижение затрат на сырьё и транспортировку).
3. Ограниченность, а следовательно, высокая стоимость ресурсов (легирующих элементов).
4. Требования к повышению прочности, трещиностойкости, хладостойкости, коррозионной стойкости, а также хорошей свариваемости в заводских и полевых условиях. Данная задача обусловлена освоением новых территорий для добычи и транспортировки углеводорода со сложными климатическим условиями эксплуатации и монтажа трубопровода [157], [158], [159].

Требования к качеству толстолистого проката при производстве труб большого диаметра для магистральных газопроводов высокого давления определяются требованиями к трубам, которые нормируются СНиП и определяются заказчиком. Более детально для конкретных условий эксплуатации требования формулируются межведомственной инструкцией по применению стальных труб в газовой и нефтяной промышленности. При этом наиболее значимыми характеристиками являются:

- предел текучести σ_T ;
- временное сопротивление разрыву σ_B ;
- отношение σ_T / σ_B (не более 0,9);
- ударная вязкость при пониженных температурах КСЧ^{-40...60} и КСЧ^{-20...60};
- испытание на ударный изгиб крупномасштабных образцов при указанных температурах DWTT^{0...20};
- углеродный эквивалент C_e ;
- отсутствие внутренних и поверхностных дефектов в штрипсе, а также величина действительного зерна металла (по ГОСТ 5639) и полосчатость структуры (по ГОСТ 5640);
- химический состав по основным, микролегирующим и примесным элементам, а также загрязнённость металла неметаллическими включениями (оксиды строчечные, оксиды точечные, силикаты пластичные и силикаты недеформирующиеся (по ГОСТ 1778).

Весь этот комплекс свойств формирует механические и эксплуатационные свойства (хладостойкость, коррозионная стойкость, сейсмостойкость) [160].

4.1 Алгоритм поиска решения разработки технологии производства высокопрочного толстолистого проката

Авторами работ [161], [162] решена задача построения комплексного алгоритма, который позволяет исследовать и синтезировать технологические

процессы в целом. Алгоритм включает обмен данными с конечно-элементной и нейросетевыми моделями.

Наше исследование развило данную концепцию и дополнило необходимыми испытаниями на трещиностойкость, а также математическим моделированием с дефектом ликвационная полоса для поиска рациональных режимов прокатки (рисунок 52). [157]

Изучено влияние снижения ликвационной неоднородности на механические и эксплуатационные свойства проката. Достижение основных результатов реализуется за счёт разработки и применения оптимальных показателей химического состава и технологического процесса. Рассмотрены многочисленные технологические приёмы, направленные на снижение ликвационной неоднородности, которые можно разделить на динамические и статические. Изучено влияние химического состава на ликвационную неоднородность. Рассмотрены варианты рекомендаций по обоснованному изменению химических элементов и технологических параметров в зависимости от требуемых механических свойств.

Микроструктурная полосчатость может формироваться вследствие ряда причин:

— малые деформации за проход и получение более крупного зерна в средней части проката;

— условия деформации (температура, степень и другие параметры), приводящие к частичной рекристаллизации.

Неоднородное распределение свойств по толщине проката должно приниматься во внимание при производстве труб. Более высокие остаточные напряжения и более существенное снижение прочностных свойств (сравнение листа с однородной структурой) были обнаружены в листе с неоднородной структурой и свойствами. Допустимая неоднородность структуры по сечению проката зависит от исходной структуры аустенита — свойств бейнита; содержания углерода — типа бейнита; требований и назначения проката.



Рисунок 52 – Алгоритм поиска решения разработки технологии производства высокопрочного толстолистового проката для трубопроводов, работающих в условиях повышенной сейсмичности

Рассмотрение взаимосвязи неоднородности структур позволяет сделать ряд заключений:

—полосчатость — наиболее распространённая неоднородность структуры с точки зрения свойств приводит к анизотропии, пониженной стойкости к сероводородному растрескиванию;

—осевая ликвационная неоднородность — обуславливает пониженную стойкость к сероводородному растрескиванию, ухудшение свариваемости, снижение механических свойств.

Устранение и уменьшение ликвационной неоднородности позволяет достичь определенных результатов:

— улучшение сплошности проката (по результатам УЗ-контроля), свариваемости, стойкости в среде сероводорода, снижение анизотропии свойств [106], [121];

—стойкость в среде сероводорода, вязкость, трещиностойкость, снижение анизотропии свойств;

—высокая прочность и вязкость.

Кроме того, данных результатов возможно добиться в рамках одной концепции легирования, т.е. без существенных экономических затрат на дополнительное легирование.

В результате исследования механических свойств проката были получены неоднозначные результаты. Класс прочности стали К52 в ряде испытаний показала лучшие результаты, чем класс прочности К56. По результатам исследования можно говорить о необходимости проводить дополнительные исследования при оценке механических свойств. Для оценки трещиностойкости необходимо проводить статические и динамические испытания, для оценки возможности использования сталей в сейсмоактивных регионах рекомендуются испытания на поперечный изгиб при вращении.

Предложенные методы оценки характеристических свойств ТЛП для производства ТБД имеют ряд преимуществ перед остальными в силу экспериментальной вариативности и простоты в подготовке и организации опыта.

Для оценки возможности изменения концепции легирования рекомендуются статистические подходы: корреляционный анализ, нейросетевое моделирование. Очевидный недостаток данных методов в том, что все возможные итерации основаны на предыдущем опыте прокаток и ограничена возможность получения принципиально новых знаний. Однако применение статистических методов имеет однозначный положительный эффект и практически отсутствует эффект плато при его использовании. Это обусловлено постоянным обучением и обновлением системы.

Общая концепция работы состоит в разработке режимов производства ТЛП на основе комплексного подхода, в основе которого:

- 1) численные эксперименты технологических процессов производства с дефектом ликвационная полоса;
- 2) математическое моделирование процесса производства;
- 3) статистический анализ влияния технологических режимов и химического состава на механические и эксплуатационные свойства сталей;
- 4) экспериментальная апробация результатов разработки, позволяющая получить наиболее достоверные данные, близкие в реальным условиям эксплуатации.

На основе обобщения литературных данных, а также корреляционных исследований стали категории прочности К60 были внесены изменения в таблицу влияния химических элементов на свойства стали (таблица 12). Отдельно добавлен столбец «полосчатость структуры» в связи с тем, что оценка данного показателя может косвенно сказать нам об уровне трещиностойкости материала, а также о ликвационной неоднородности.

Таблица 12 – Влияние химических элементов на свойства стали

Элемент	Обозначения в марке стали	Механические свойства						Полосчатость структуры	Технологические свойства			
		временное сопротивление	предел текучести	относительное удлинение	твёрдость	ударная вязкость	усталостная прочность		свариваемость	коррозионная стойкость	хладостойкость	красноломкость
Углерод	-	++	+		++	-	-	-	-	0	0	0
Марганец	Г	+	+	-	+	-	+	-	0	+	0	0
Кремний	С	+	+	-	+	-	0	-	-	-	0	0
Никель	Н	+	+	0	+	+	0	0	+	++	0	0
Хром	Х	+	+	-	++	-	+	+	-	++	0	0
Медь	Д	0	0	0	0	0	0	0	0	++	0	0
Ниобий	Б	++	++	-	+	0	+	-	+	0	0	0
Ванадий	Ф	+	+	-	+	0	++	0	+	+	0	0
Нитрид ванадия	-	++	++	-	+	0	+	?	0	+	0	0
Молибден	М	+	+	-	+	0	++	0	+	+	0	0
Бор	Р	++	++	-	+	-	+	+	+	0	0	0
Титан	Т	+	+	0	+	-	0	0	+	0	0	0
Алюминий	Ю	0	0	0	0	-	0	0	0	0	0	0
Сера	-	-	-	0	-	-	-	-		0	0	++
Фосфор	П	+	+		+		0	-		-		0
Мышьяк	-	-	-	-	0	-	-	-	-	0	0	0
Азот	А	++	++		++		-	-	-	0	0	0
Кислород	-				+					-	-	+

Примечание:
Настоящая таблица показывает примерное влияние отдельных компонентов стали в количествах, содержащихся в малоуглеродистой и низколегированной стали
Знаки обозначают: (+) - повышает; (++) - значительно повышает; (-) - снижает; (||) - значительно снижает; (0) - не оказывает заметного влияния; (?) – не оценено или противоречивые/неоднозначные результаты исследования.

Также в работе проведена численная и экспериментальная оценка температурного градиента проката для уточнения режимов деформирования.

Температура перед первой стадией прокатки на производстве определяется по верхнему слою сляба. Для установления точных рекомендаций по температуре необходимо учесть разницу между температурой в осевой области проката (максимальной температурой в слябе) и на поверхности (минимальной температурой).

На первой (черновой) стадии прокатки присутствует наименьший градиент температур по толщине проката (рисунок 53, рисунок 54) [163].

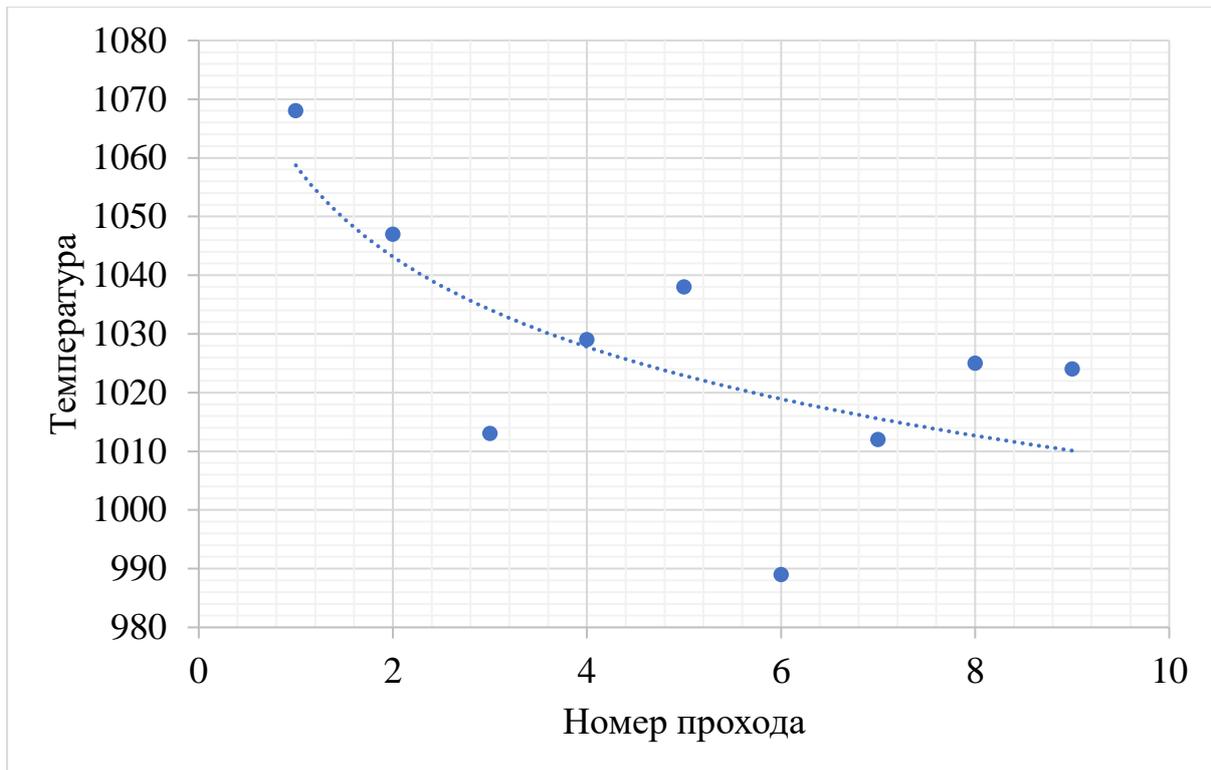


Рисунок 53 – Изменение температуры прокатки

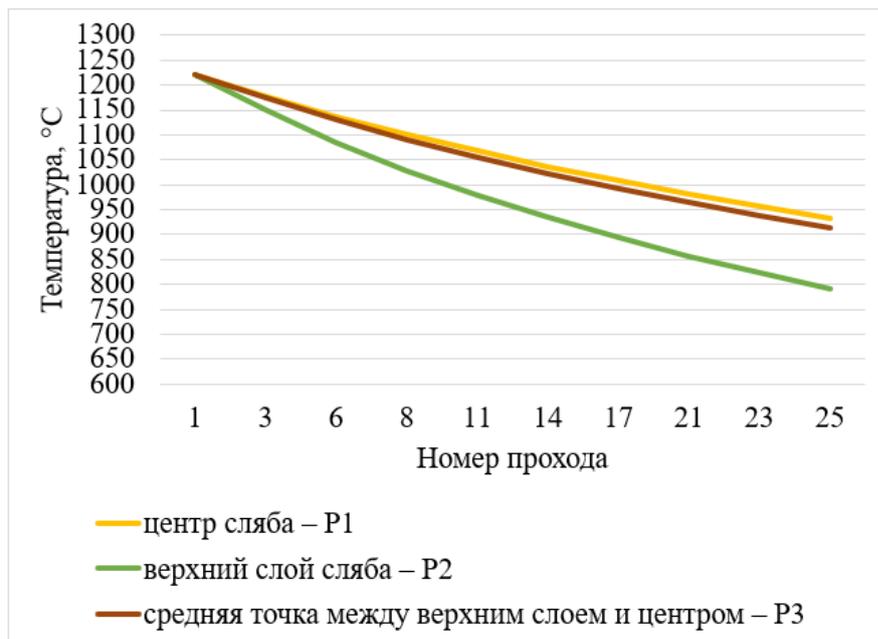
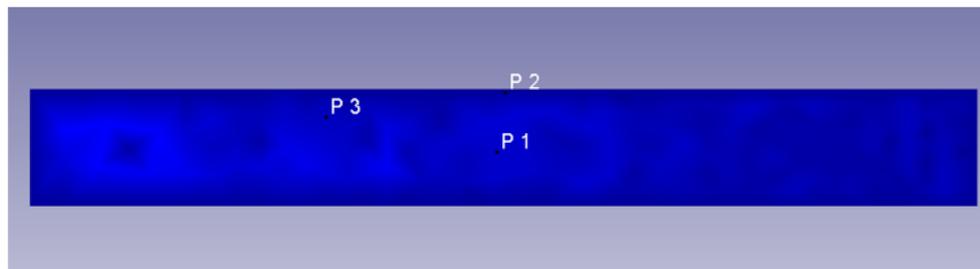


Рисунок 54 – Изменение градиента температур по толщине проката

Температурный градиент по толщине формируется по всей длине раската на следующих этапах:

- 1) при транспортировании сляба от печей до рабочей клетки (за 50-100 сек.);
- 2) во время первой фазы прокатки за 60-120 сек. (машинное время + паузы 5-7 сек. между проходами и 15-20 сек. при кантовке);
- 3) во время охлаждения промежуточного раската за 200-900 сек.;
- 4) во время второй (третьей) фазы прокатки за 120-240 сек. (машинное время + паузы 5-7 сек. между проходами).

При транспортировании сляба от печей до рабочей клетки температура верхней и нижней поверхности сляба изменяется в соответствии с графиком (рисунок 55).

Перед первым деформационным проходом (первая фаза прокатки) температурный градиент между верхней и нижней поверхностью сляба составляет 14-15 °С (рисунок 55, рисунок 56) [164], [165], [166], [167].

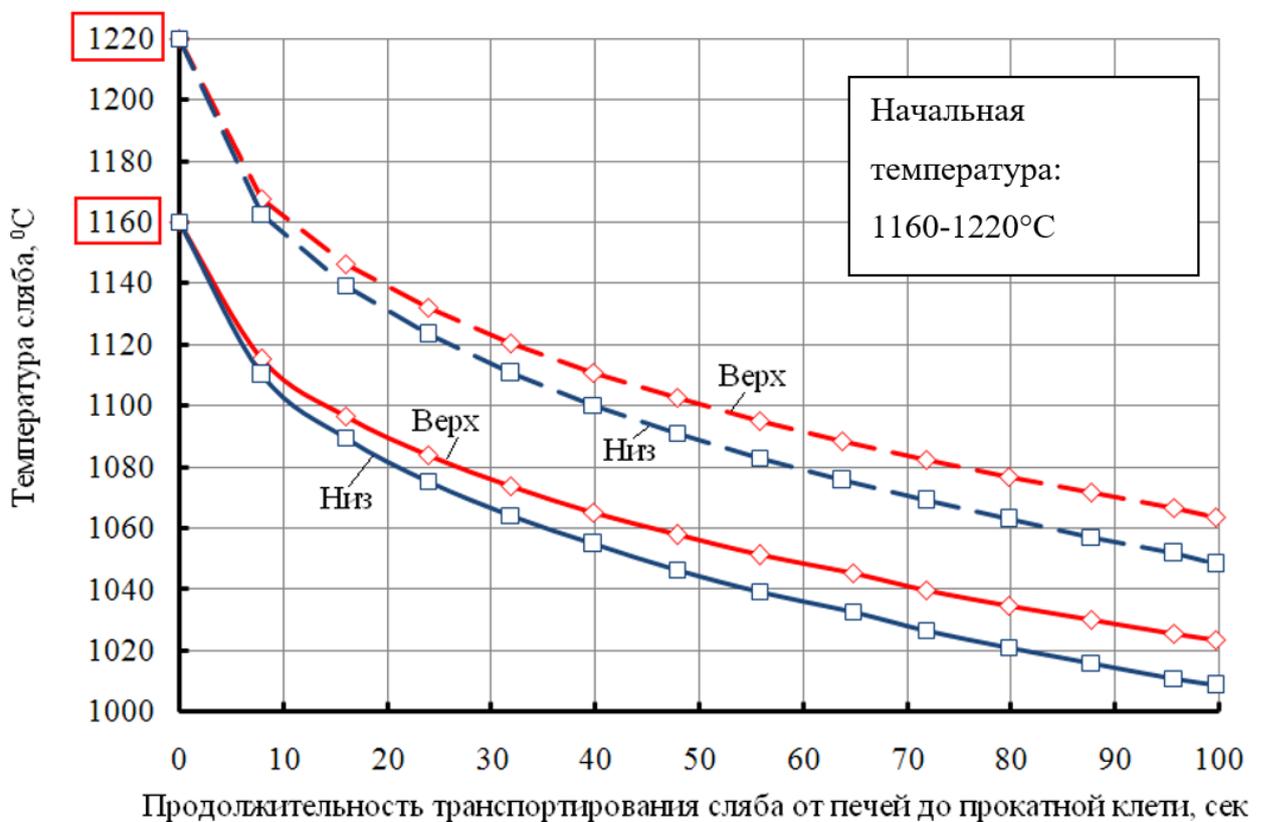


Рисунок 55 – График изменения температуры верхней и нижней поверхности сляба

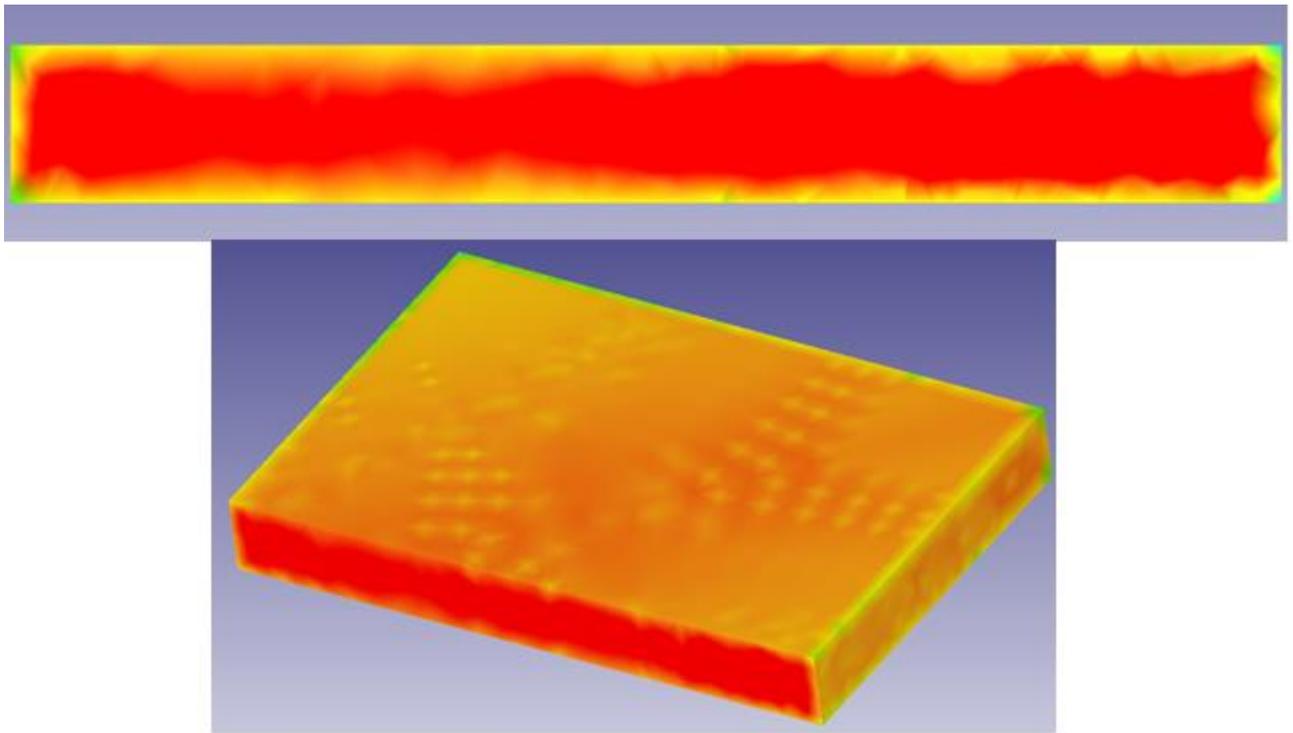


Рисунок 56 – Распределение температуры по толщине сляба перед первым деформационным проходом ($H=300$ мм; $\Delta t=15^\circ\text{C}$)

Если сляб имеет более холодную нижнюю поверхность, то при прокатке без рассогласования скоростей рабочих валков происходит смещение раската от линии прокатки вниз ($H_0=300$ мм; $\Delta h=40$ мм; температурный градиент $\Delta T=15^\circ\text{C}$).

За время первой фазы прокатки температурный градиент между верхней и нижней поверхностью раската возрастает на 3-5 $^\circ\text{C}$ до 17-20 $^\circ\text{C}$.

Таким образом, при прокатке в первой фазе температурный градиент не превышает 20 $^\circ\text{C}$ (без учёта температурного градиента по толщине сляба на выходе из печи).

4.2 Определение схемы прокатки, оптимальной для производства труб большого диаметра

Схемы прокатки подразделяют на поперечную без протяжки, поперечную с протяжкой, продольную с протяжкой и разбивкой ширины и продольную с разбивкой ширины. Выбор схемы связан с геометрическими параметрами

заготовки и готовой продукции, конструкцией прокатного стана и показателями качества листовой продукции [137].

Существенной особенностью, которую следует учитывать при выборе схемы прокатки, является её влияние на расположение ЛП и образование расслоений в ТБД (рисунок 57). При поперечных схемах неметаллические включения и другие дефекты сляба, образующиеся при кристаллизации в его центральной части раскатываются. При продольных схемах указанные дефекты вытягиваются в виде волокон и, кроме того, оказываются смещёнными от кромок в глубину листа. Последовательное расположение дефекта ликвационная полоса может привести к лавинообразному разрушению трубопровода [137], [168], [169], [170].

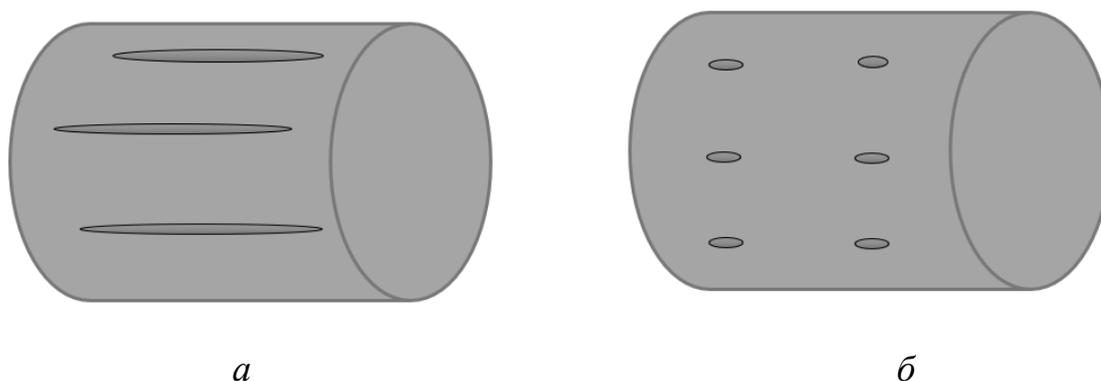


Рисунок 57 – Влияние схемы прокатки на дробимость и расположение ликвационной неоднородности в ТБД: а – варианты поперечной схемы; б – продольная схема с протяжкой и разбивкой ширины

Также известно, что анизотропия механических свойств в плоскости листа зависит от соотношения суммарных деформаций в продольном и поперечном направлениях. Эта зависимость существенно проявляется для значений ударной вязкости. При равенстве деформаций в обоих направлениях значения ударной вязкости вдоль и поперёк листа оказываются практически равными. В случае преобладания поперечной деформации ударная вязкость в поперечном направлении выше, чем в продольном. При преобладании продольной деформации средняя величина ударной вязкости в этом направлении может превысить её значения в перпендикулярном направлении в три раза [137].

Исследовали влияние направления деформации (продольное и поперечное) на снижение ЛП при толстолистовой горячей прокатке. Результаты численного моделирования показали, что при поперечной прокатке происходит эффективное снижение ликвационной неоднородности (рисунок 58).

На первой (черновой) стадии горячей прокатки основными факторами, влияющими на уровень ликвационной неоднородности, являются степень, температура и скорость деформации, а также направление прокатки. Как показали результаты исследований, наибольшее влияние на снижение дефекта ЛП оказывает степень деформации. Причём данный параметр является самым эффективным с точки зрения интенсивности воздействия на центральную область по ширине заготовки. Показано, что этот показатель существенно усиливается при переходе от продольного направления прокатки к поперечному.

Таким образом, схема прокатки может оказывать существенное влияние на изменение толщины ликвационной полосы, а также расположение данных дефектов в готовом изделии – ТБД.

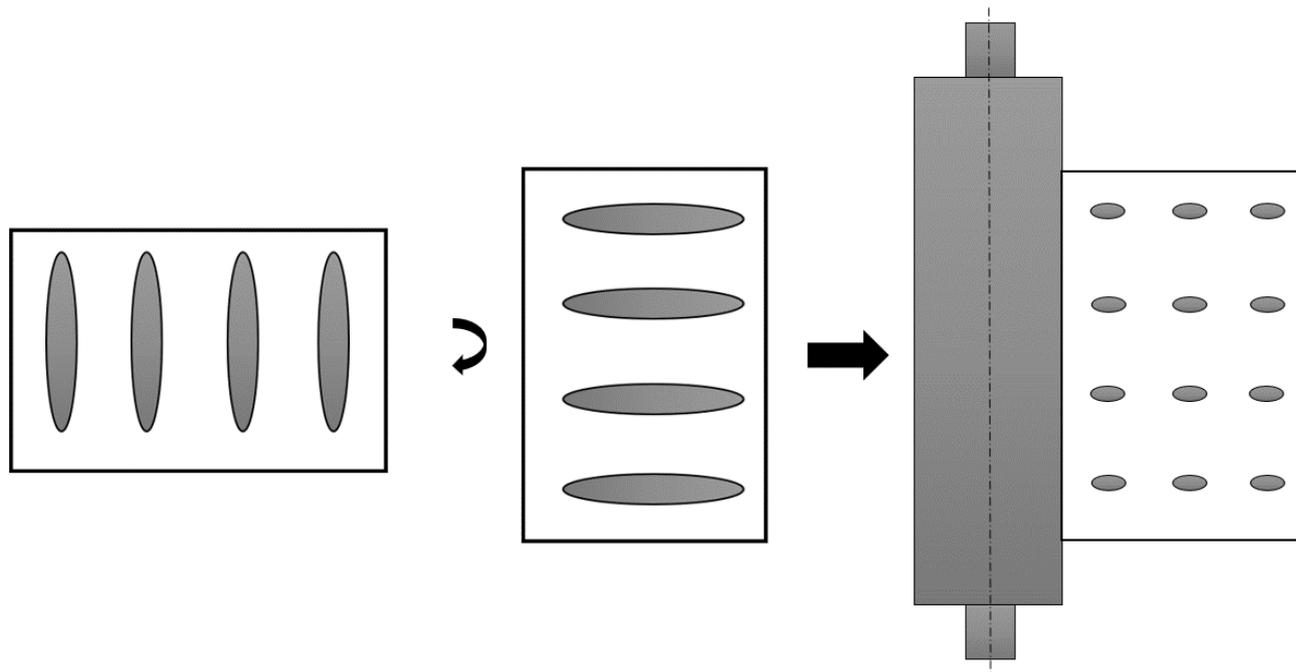


Рисунок 58 – Дробление ликвационной полосы

С учётом указанных обстоятельств для прокатки ТБД на стане 5000 ПАО «ММК» рекомендовано применять варианты продольной схемы, которые предусматривают протяжку и разбивку ширины (рисунок 59).

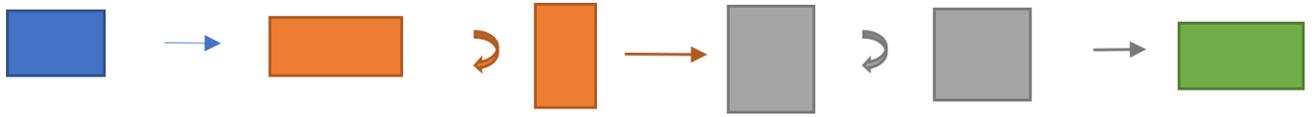


Рисунок 59 – Продольная схема с протяжкой и разбивкой ширины

При прокатке по схеме с протяжкой и разбивкой ширины требуемый крутящий момент выше, чем в других схемах прокатки, а в 5 % случаев в черновых проходах требуемая величина крутящего момента превышает 8,7 МН·м [137]. В связи с этим требуется обеспечение не только необходимого крутящего момента и усилия прокатки, но и общей надёжности оборудования, в том числе бандажированных прокатных валков [171] и [172]. Преимуществом данных конструкций является то, что при работе валка отсутствует раскатка бандажа и, как следствие, увеличение его внутреннего диаметра. Также конструкции данных бандажей предотвращают проворачивание бандажа и/или смещение его в осевом направлении, что обеспечивает стабильный натяг и несущую способность валка.

4.3 Совершенствования технологии на примере стали категории прочности К60

Реализация алгоритма (рисунок 52) была представлена на примере совершенствования технологии производства ТЛС категории прочности К60 для ТБД с пониженным баллом полосчатости и повышенным комплексом механических свойств.

На основе проведённых исследований взаимосвязи между показателями полосчатость структуры, результатами механических испытаний (КСV, КСУ, ИПГ) и химическими элементами (C, Si, Mn, S, P, Cr, Ni, Cu, Al, Ti, B, Mo, V, Nb и Sn) в составе стали, выполненных в главе 3, а также математического

моделирования процесса прокатки с ликвационной неоднородностью, выполненного в главе 2, были предложены изменения в технологию.

Для повышения прочностных свойств листов толщиной 17-27 мм из трубной стали класса прочности К60 при сохранении достаточной пластичности, ударной вязкости и снижения полосчатости получают непрерывнолитой сляб толщиной 300 ± 20 из стали, содержащей, мас. %: углерод 0,06-0,08, кремний 0,25-0,35, марганец 1,60-1,70, сера не более 0,003, фосфор не более 0,013, хром не более 0,08, никель 0,20-0,30, медь 0,10-0,20, алюминий 0,025-0,045, азот не более 0,008, ванадий 0,020-0,035, титан 0,015-0,030, ниобий 0,045-0,055, железо и примеси-остальное, причём углеродный эквивалент $C_{\text{экв}} \leq 0,43$, затем осуществляют нагрев сляба до температуры 1200-1220°C, черновую прокатку при 1010-1080°C за 7-10 проходов со степенью обжатия не менее 15% и не более 20% за проход на толщину 95 ± 15 мм.

Сляб толщиной 300 ± 20 мм получают из стали следующего химического состава, мас. % (таблица 13):

Углеродный эквивалент для данной химической композиции $C_{\text{экв}} \leq 0,43$, при этом сляб нагревают до температуры 1200-1220°C, черновую прокатку осуществляют в температурном диапазоне 1010-1080°C за 7-10 проходов со степенью обжатия 15-20% за проход на толщину 95 ± 15 мм, охлаждают промежуточный раскат до температуры 860 ± 20 °C, чистовую прокатку осуществляют с суммарной степенью обжатия 75-85%, при этом температуру конца прокатки устанавливают 855 ± 15 °C, ускоренное охлаждение производят со скоростью 14-22°C/с до температуры 555 ± 15 °C.

Сначала изготавливают непрерывнолитой сляб (заготовку) из стали с заданным химическим составом. Указанное содержание элементов обеспечивает требуемую величину углеродного эквивалента, а также механические свойства и необходимую структуру готового листа при реализации предлагаемых технологических режимов обработки.

Содержание углерода в стали предложенного состава определяет её прочность. Снижение содержания углерода менее 0,06% приводит к падению её

прочности ниже допустимого уровня. Увеличение содержания углерода более 0,08% ухудшает пластические и вязкостные свойства толстолистного проката и приводит к их неравномерности из-за ликвации.

Таблица 13 – Скорректированный химический состав стали категории прочности К60

Химический элемент	мас.%	мас.% с изменениями
углерод	0,06-0,14	0,06-0,08
кремний	0,22-0,31 (0,55)	0,25-0,35
марганец	1,6-1,85	1,60-1,70
сера	не более 0,003	не более 0,003
фосфор	не более 0,013	не более 0,013
хром	0,07	не более 0,08
никель	0,15-0,19	0,20-0,30
медь	0,10-0,15	0,10-0,20
алюминий	0,030-0,045	0,025-0,045
азот	не более 0,008 (0,012)	не более 0,008
ванадий	0,003-0,011	0,020-0,035
титан	0,015-0,025	0,015-0,030
ниобий	0,045-0,055	0,045-0,055
молибден	0,018	0,006
бор	0,006	0,006
железо и примеси	остальное	остальное

Добавки марганца и никеля в заявляемых пределах способствуют твердорастворному упрочнению металла и, соответственно, повышению

хладостойкости и коррозионной стойкости готового проката. Меньшее содержание этих элементов не позволяет обеспечить требуемую хладостойкость, большее - снижает свариваемость и экономически нецелесообразно.

При содержании кремния менее 0,25% ухудшается раскисленность стали, снижается прочность листового проката. Увеличение содержания кремния более 0,35% приводит к возрастанию количества силикатных включений, снижает ударную вязкость металла.

Добавки ниобия в указанных пределах служат целям дисперсионного упрочнения, а также препятствуют росту аустенитного зерна и способствуют появлению при охлаждении субзеренной структуры, закрепляемой и стабилизируемой дисперсными карбидными частицами. При содержании ниобия менее 0,040% не обеспечивается достаточное дисперсионное и зернограничное упрочнение. Увеличение содержания ниобия более 0,055% приводит к ухудшению свариваемости стали и экономически нецелесообразно из-за повышения расходов на легирование.

Содержание ванадия более 0,035% приводит к ухудшению свариваемости стали и экономически нецелесообразно из-за повышения расходов на легирование. При содержании ванадия менее 0,020% не обеспечивается достаточное дисперсионное упрочнение.

Хром повышает прочность стали. При его концентрации до 0,08% он не оказывает вредного влияния на свариваемость листов при производстве труб, но расширяет возможность использования металлического лома при выплавке, что снижает себестоимость стали.

Добавление меди в указанных пределах повышает прочность и коррозионную стойкость стали. Больше содержание меди экономически нецелесообразно.

Титан является сильным карбидообразующим элементом, упрочняющим сталь. Мелкодисперсные карбиды титана, выделившиеся в процессе горячей прокатки и охлаждения листов водой, обладают высокой устойчивостью к перегреву. При содержании титана менее 0,015% снижается прочность

горячекатаных листов. Повышение содержания титана сверх 0,030% приводит к снижению вязкостных свойств металла (в частности, при температуре -60°C), что недопустимо для сталей данного сортамента.

Алюминий раскисляет и модифицирует сталь. Связывая азот в нитриды, подавляет его негативное воздействие на свойства листов. При содержании алюминия менее 0,025% снижается комплекс механических свойств листов. Увеличение его концентрации более 0,045% приводит к ухудшению вязкостных свойств горячекатаных листов.

Содержание примесных элементов серы и фосфора выше заявленных пределов приводит к ухудшению пластических и вязкостных свойств горячекатаных листов.

Ограничение величины углеродного эквивалента менее 0,43 гарантирует высокую технологичность сварки труб при низких температурах окружающей среды без предварительного подогрева. Углеродный эквивалент определяется по формуле $C_{\text{экр}} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$, где значениям элементов соответствует их процентное содержание в стали.

Нагрев непрерывнолитого сляба до температуры 1200-1220 $^{\circ}\text{C}$ и черновая проката в температурном диапазоне 1010-1080 $^{\circ}\text{C}$ за 7-10 проходов со степенью обжатия 15-20% за проход на толщину 95 ± 15 мм позволяют в процессе статической и динамической рекристаллизации сформировать мелкодисперсную карбидную фазу, предотвращающую прохождение собирательной рекристаллизации, и обеспечить измельчение структуры по всей толщине. Также данные технологические диапазоны позволяют максимально снизить ликвационную неоднородность по всей толщине проката.

Таким образом, полное использование ресурса свойств, соответствующего низколегированной стали данного химического состава, обеспечивается деформационно-термическим режимом производства толстолистового проката. Технология контролируемой прокатки направлена на получение оптимального фазового состава и морфологии фаз, измельчение зёрен микроструктуры, упрочнение твёрдого раствора и дисперсионное твердение.

4.4 Лабораторные и промышленные испытания

Адекватность разработанной математической модели, описанной в главе 2, подтверждена также расчётом энергосиловых параметров процесса: сопоставлены расчётные и фактические значения усилия деформирования при горячей прокатке стали классов прочности К60. В результате сопоставления с опытными данными получена степень соответствия расчётных и экспериментальных значений усилия прокатки на уровне 94,2%. Лабораторные испытания проводили в ООО «Инжиниринговый центр Термодеформ-МГТУ». Промышленные эксперименты были проведены в условиях ТЛС 5000 ПАО «ММК». Акты внедрения приведены в приложении 3.

Применение способа поясняется примером его реализации при производстве листа класса прочности К60. Изготавливали заготовку, содержащую, мас. %: С=0,07; Si=0,32; Mn=1,67; S=0,002; P=0,009; Cr=0,05; Ni=0,26; Cu=0,14; Al=0,038; N=0,005; V=0,030; Ti=0,019; Nb=0,048, остальное - железо и примеси. При этом углеродный эквивалент составляет $C_{\text{эКВ}}=0,43$, т. е. соответствует заявленному диапазону.

При нагреве заготовки до температуры 1215°C происходило растворение дисперсных карбонитридных упрочняющих частиц в низколегированной стали. После выдачи из печи осуществляли черновую прокатку сляба в температурном интервале 1020-1050°C за 8 проходов с обжатиями 15-17%. Затем охлаждали промежуточный раскат до температуры 855-870°C. Чистовую прокатку производили за 9 проходов с суммарным обжатием 82,7%, частные обжатия – в диапазоне 7-15%. Ускоренное охлаждение раската после выхода из клетки толстолистового стана производили со скоростью 16-20°C/с до температуры 550-570°C. Затем осуществляли правку листов с их замедленным охлаждением на воздухе.

Механические свойства определяли на поперечных образцах. Температурно-деформационный режим прокатки обеспечил получение мелкозернистой феррито-бейнитной структуры. Испытания на статическое растяжение осуществляли на

плоских образцах по ГОСТ 1497, а на ударный изгиб – на образцах с V-образным надрезом по ГОСТ 9454 при температуре -20°C . Механические свойства поперечных образцов (таблица 14) полностью соответствуют требованиям, предъявляемым к листам класса прочности К60.

Технико-экономические преимущества рассматриваемой технологии состоят в том, что предложенные температурно-деформационные режимы производства позволяют в наибольшей степени использовать все механизмы упрочнения низколегированной стали данного химического состава: измельчение зерен микроструктуры, дислокационное упрочнение, дисперсионное твердение, снижение ликвационной неоднородности и снижение балла полосчатости. Таким образом, применение предложенного способа прокатки обеспечивает достижение требуемого результата – получение на толстолистовом реверсивном стане листового проката для труб большого диаметра со стабильным уровнем механических свойств, соответствующие классу прочности К60, а также низким уровнем полосчатости, что обеспечивает стабильную эксплуатацию ТБД в районах с повышенной сейсмической активностью (таблица 14-16).

Таблица 14 – Механические свойства экспериментальных сталей

Вариант плавки	σ_{T} , Л/Т	σ_{B} , Л/Т	δ , % Л/Т	Количество вязкой составляющей в изломе при -20°C , %	Ударная вязкость KCV, Дж/см ² при -20°C	Балл полосчатости
	МПа					
1	548/577	628/653	27/22	100	345	1
2	537/571	608/644	28/23	100	356	1
3	532/567	607/677	25/22	100	358	1

Таблица 15 – Интенсивность осевой ликвации проката класса прочности К60

Плавка	Содержание элементов, %							
	С	К(С)	Mn	К(Mn)	S	К(S)	P	К(P)
1	0,072/0,069	1,04	1,71/1,69	1,02	0,0018/0,0017	1,06	0,009/0,008	1,13
2	0,073/0,069	1,06	1,73/1,70	1,02	0,0032/0,003	1,07	0,0063/0,058	1,11
3	0,071/0,07	1,01	1,69/1,69	1	0,0029/0,029	1	0,008/0,008	1

Таблица 16 – Коэффициенты интенсивности сегрегации по толщине проката класса прочности К60

Плавка	Точка контроля	Содержание элементов, %							
		С	К(С)	Mn	К(Mn)	S	К(S)	P	К(P)
1	1/2 толщины	0,072/0,070	1,03	1,71/1,70	1,01	0,0018/0,002	0,9	0,009/0,008	1,13
	1/4 толщины	0,070/0,070	1	1,70/1,70	1	0,0017/0,002	0,85	0,0085/0,008	1,06
	поверхность	0,069/0,070	0,99	1,69/1,70	0,99	0,0017/0,002	0,85	0,008/0,008	1
2	1/2 толщины	0,071/0,07	1,01	1,69/1,68	1,01	0,0029/0,003	0,97	0,008/0,009	0,89
	1/4 толщины	0,07/0,07	1	1,69/1,68	1,01	0,0029/0,003	0,97	0,008/0,009	0,89
	поверхность	0,07/0,07	1	1,69/1,68	1,01	0,0029/0,003	0,97	0,008/0,009	0,89
3	1/2 толщины	0,071/0,07	1,01	1,64/1,63	1,01	0,0029/0,003	0,97	0,0064/0,006	1,07
	1/4 толщины	0,071/0,07	1,01	1,64/1,63	1,01	0,0029/0,003	0,97	0,0064/0,006	1,07
	поверхность	0,07/0,07	1	1,64/1,63	1,01	0,0029/0,003	0,97	0,0063/0,006	1,05

Примечание: в числителе – состав в точке контроля, в знаменателе – ковшовая проба

Опытные партии металла из контролируемых плавков были прокатаны в лабораторных условиях ООО "Инжинирингового центра Термодеформ-МГТУ» на листы различных геометрических размеров. Промышленные эксперименты были проведены в условиях ТЛС 5000 ПАО «ММК». От каждого контролируемого раската были отобраны пробы для оценки уровня механических свойств. В результате удалось достигнуть стабильных значений временного сопротивления, предела текучести, относительного удлинения, ударной вязкости и балла полосчатости.

Только использование системного подхода в разработке сталей может дать наилучшие результаты, способные конкурировать на международных рынках как по себестоимости, так и по механическим и эксплуатационным свойствам.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диссертационной работе на основании выполненных взаимосвязанных исследований решена актуальная научно-техническая задача – расширение применимости трубного толстолистого проката путём совершенствования термомеханической обработки и уточнения композиции микролегирующих элементов на основе комплексного подхода оценки механических свойств, численного моделирования и статистической обработки большого объёма промышленных данных.

1. Изучены причинно-следственные связи механики разрушения труб большого диаметра, которые эксплуатируют в качестве нефтегазопровода в сейсмоактивных регионах. Установлено, что существенным фактором трещиностойкости толстолистого проката является полосчатость структуры, которая образуется в результате деформации ликвационной неоднородности. Показано, что проблема ликвационной неоднородности и полосчатости наиболее остро проявляется при производстве ТЛП из микролегированных сталей. Впервые получены количественные оценки влияния балла полосчатости на механические свойства готового проката. По результатам корреляционного анализа взаимосвязи между баллом полосчатости и результатами механических испытаний (КСV, КСУ, ИПГ), а также между баллом полосчатости и содержанием химических элементов в стали сформулированы рекомендации по химическому составу стали для ТБД, предназначенных к эксплуатации в зонах повышенной сейсмичности.

2. Разработаны математическая модель НДС при прокатке толстого листа с учётом наличия ликвационной неоднородности и методом планирования вычислительного эксперимента получены зависимости, отображающие сопротивление деформации $\sigma(t, v, \varepsilon, m)$ и степень деформации толщины ЛП $\delta(t, v, \varepsilon, m)$. Установлено, что наибольшая степень деформации ЛП обеспечивается прокаткой при температуре 1010-1080 С, со скоростью $v=2,5-3,0$ м/с и с обжатиями 15-20%.

3. Определены критерии соответствия толстолистого проката условиям эксплуатации труб большого диаметра в условиях повышенной сейсмичности. Исследованием трещиностойкости по схеме трёхточечного изгиба полнотолщинных образцов с оценкой по критическим коэффициентам интенсивности напряжений K , раскрытию в вершине трещины δc и критическим значениям J -интеграла установлено, что наилучшими характеристиками трещиностойкости обладает сталь с химическим составом класса прочности К60 (раскрытие в вершине трещины δc стали класса прочности К60: $27 \cdot 10^{-3}$ м).

Такой же вывод получен при исследованиях на малоцикловую усталость цилиндрических образцов с V-образным надрезом методом поперечного изгиба с вращением. С учётом сказанного для производства ТБД, предназначенных к эксплуатации в районах повышенной сейсмичности, рекомендовано применять ТЛП из стали класса прочности К60. Пороговые коэффициенты интенсивности напряжений для сталей категорий прочности К52, К56, К60, которые составили 845; 875 и 1015 МПа· м^{1/2} соответственно. При этом выявлена склонность стали класса прочности К56 к более быстрому росту трещины в сравнении с К52 и К60 на основании величины коэффициента при аргументе в уравнении скорости распространения трещины.

4. Разработан алгоритм совершенствования технологии производства толстолистого проката для труб большого диаметра с применением совокупности интегрированных критериев, дополненный определением балла полосчатости, а также оцениванием трещиностойкости по полнотолщинным образцам и методом поперечного изгиба с вращением. С использованием указанного алгоритма разработаны научно обоснованные рекомендации (предпочтительный химический состав стали класса прочности К60, схема прокатки, а также деформационный, температурный и скоростной режим прокатки), обеспечившие пригодность ТЛП для ТБД, удовлетворяющих условиям эксплуатации магистральных нефтегазопроводов в сейсмоактивных регионах.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И НАИМЕНОВАНИЙ

ИПГ (Drop-Weight Tear Test – DWTT) – испытание падающим грузом.

КДУР – кинетическая диаграмма усталостного разрушения.

КП – контролируемая прокатка.

КЭ – конечно-элементный.

ЛП – ликвационная полоса.

МКЭ – метод конечных элементов.

НДС – напряженно-деформированное состояние.

ОМД – обработка металлов давлением.

ПТЛ – производство толстого листа.

СОЖ – смазочно-охлаждающая жидкость.

ТБД – труба большого диаметра.

ТЛЗ – толстолистовая заготовка.

ТЛП – толстолистовой прокат.

ТМО – термомеханическая обработка.

ТУ – технические условия.

УО – ускоренное охлаждение.

ЦКП НИИ «Наносталей» – центр коллективного пользования, научно-исследовательский институт наносталей.

Abaqus – универсальное программное обеспечение для конечно-элементного анализа.

Ansys – универсальное программное обеспечение для конечно-элементного анализа

CG (Conjugate Gradient) – решатель сопряжённых градиентов

CTOD (Crack Tip Opening Displacement, СТОА, Crack Tip Opening Angle) – угол раскрытия при вершине трещины

DEFORM – программное обеспечение для конечно-элементного анализа, предназначенное преимущественно для процессов обработки металлов давлением.

GMRES – решатель для использования при многопроцессорном режиме.

MPI (Message Passing Interface) – интерфейс передачи сообщений, позволяющий обмениваться сообщениями между процессами, которые выполняют одну задачу).

PICPRO (Pipe Crack PROpagation – распространение трещины по трубе) – программное обеспечение для конечно-элементного анализа, предназначенное преимущественно для процессов разрушения трубопровода.

Skyline – прямой метод решения каждого шага моделирования задачи по методу конечных элементов.

Sparse – решатель разреженных матриц.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Специализированная издательская компания «Металл Эксперт» [Электронный ресурс].—2020.—Режим доступа: <https://metalexpert.com/ru/index.html>.
2. Хмельницкий, Д.Б. Текущая ситуация и перспективы производства труб большого диаметра в России/ Д.Б. Хмельницкий, С.А. Мартанус.—2012.—№1.—С. 4-7.
3. Коликов, А.П. Развитие производства стальных труб/ А.П. Коликов, Л.А. Кондратов // *Металлург*.—2008.—№2.—С.11-16.
4. Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles/ S. Nafisi, M. A. Arafin, L. Collins et al.// *Materials Science and Engineering*.— 2012.— Vol.531.— P. 2-11.
5. Исламов, Р. Р. Анализ средств и методов мониторинга напряженного состояния подземных магистральных нефтегазопроводов, работающих в сложных инженерно-геологических условиях / Р. Р. Исламов, Р. В. Агинеи, Е. В. Исупова // *Транспорт и хранение нефтепродуктов и углеводородного сырья*.— 2017.— №6.— С. 34-40.
6. Морозов, Ю.Д. Тенденции развития сталей для газопроводных труб большого диаметра // *Прогрессивные толстолистовые стали для газопроводных труб большого диаметра и металлоконструкций ответственного назначения: Сборник докладов международной научно-технической конференции «Азовсталь-2002»*.— 2012.— С. 28-33.
7. Салганик, В.М. Особенности химического состава и структура низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей после контролируемой прокатки / В.М. Салганик, А.М. Песин, В.В. Курбан //

Металловедение и термическая обработка металлов.— 2008.— № 5.— С. 3-8.

8. Рудской, А.И. Ультрамелкозернистые металлические материалы: монография./ А.И. Рудской, Г.Е. Коджаспиров.— С.-Петербург. гос. политехн. ун-т. - СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2015. — 359 с.
9. Рудской, А.И. Перспективные технологии изготовления листа с субмикроструктурной и наноструктурой / А.И. Рудской, Г.Е. Коджаспиров // Вопросы материаловедения.— 2009.— № 3 (59). —С. 188-192.
10. Рудской, А.И. Моделирование и прогнозирование развития динамической рекристаллизации при деформации заготовок из низколегированной малоуглеродистой стали / А.И. Рудской, Г.Е. Коджаспиров, Е.И. Камелин // Деформация и разрушение материалов.—2015. —№ 12. —С. 10-13.
11. Возможности использования наноструктурирования для повышения комплекса свойств трубных сталей для магистральных газонефтепроводов / Е.Х. Шахпазов, Ю.Д. Морозов, О.Н. Чевская и др. // Проблемы чёрной металлургии и материаловедения. — 2009.— №2.— С. 51-68.
12. Влияние структурной неоднородности на физикомеханические характеристики трубных сталей / А.В. Дуб, Т.В. Морозова, С.И. Марков и др.// Черная металлургия. —2008.— № 5 (1301). —С. 49-53.
13. Кинетика статической рекристаллизации аустенита микролегированных ниобием трубных сталей / А.В. Частухин, Д.А. Рингинен, Г.Е. Хадеев др.// Металлург.— 2015. —№ 12. —С. 33-38.
14. US NRC Standard review plan, 3.6.3 Leak Before Break evaluation procedures, USNRC.— Washington: DC, 1986.— 16 p.

15. Specialists meeting on Leak Before Break in reactor piping and vessels EDF, Framatome, EC, Nuclear Electric, NEA/OECD, IAEA, NRC, Lyon, France, 9—11 October, 1995.—732 p.
16. Saday. International Seminar on Structural Integrity.— Saclay: INSTM, 1994.—25 p.
17. Schulz, G. The evolution of the break preclusion concept for nuclear power plants in Germany [Электронный ресурс]—2007.—Режим доступа: <https://www.osti.gov/biblio/489294-evolution-break-preclusion-concept-nuclear-power-plants-germany>.
18. Wichman, K. LBB application in the U.S. operating and advanced reactors/ K. Wichman, I. Tsao, M. Mayfield.—1995.—№1.— 732 p.
19. Bieniussa, K. Requirements for the application of a break preclusion concept for piping of new PWRs / K. Bieniussa, H. Schulz.—1995. —№1. — 57 p.
20. Гетман, А.Ф. Проектная проработка аварии с исследованием вероятности разрыва ГЦТ Ду 500 реактора ВВЭР-440/ А.Ф. Гетман. — М.:ВНИИАЭС, ОЭ-2753/89, 1998.—125 с.
21. Гетман, А.Ф. Методология, методы и результаты исследования условий применения концепции ТПР для ГЦТ реакторов типа ВВЭР 440/230 /А.Ф. Гетман//Доклады. Российско-германский семинар, Штутгарт, 4—5 октября, 1994.—244 с.
22. Гетман, А.Ф. Исследование возможности и характера полного разрыва ГЦТ реакторов ВВЭР и РБМК (начало максимальной проектной аварии) и разработка рекомендаций по техническому обслуживанию трубопроводов в эксплуатации, гарантирующих требуемый уровень безопасности// А.Ф. Гетман. —М: ВНИИАЭС ОЭ-2743/89, 1989.—520 с.

23. Conceptual design review of WWER 440 model 230 plants. Final report of a consultants meeting.—Vienna: IAEA, 1991.—250 p.
24. Махутов, Н.А. Сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению.— М.: Машиностроение, 1973. —200 с.
25. Николаева, Е.А. Основы механики разрушения/ Н.А. Махутов.— Пермь: Издательство Пермского государственного технического университета, 2010. —103 с.
26. Иванов, В.И. Акустическая эмиссия/В.И. Иванов, Г.А. Бигус, И.Э Власов.—М.: Спектр, 2011.—192 с.
27. Даукшас, К.К. Стабилизация формы деталей вибрационным нагружением—Дис... канд. техн. наук.: 05.02.08./ Даукшас Казис Казисович — Иркутск, 1996. —178 с.
28. Irwin G.R. Progress in the development of the crack toughness fracture tests/ G.R. Irwin, J.E. Srawley // *Materialprüfung*.— 1962.—Vol.4.— P.1-11.
29. Irwin G.R. Fracture dynamics. Fracturing of metals//ASM, Cleveland.—1948.—P.147-166.
30. Orowan E.O. Proceedings. Symposium on internal stresses in metals and alloys//London: Institute of Metals.—1948.—P.451-455.
31. Griffith, A. A. The phenomenon of rupture and flow in solids// *Philosophical Transactions of the Royal Society*.—1920.—Vol.221.—P.163-198.
32. Разрушение.—под ред. Либовиц, Г.—М.: Мир, 1973-1977.—т. I—VII.
33. Irwin, G.R. Analysis of stresses and strain near the end of a crack traversing a plate// *Journal of Applied Mechanics*.—1957.—Vol. 24(3).—P. 361-264.

34. Irwin, G.R. Relation of stresses near a crack to the crack extension force// Proceedings of the 9th International Congress Applied Mechanics, Brussels.—1957.—Vol.8.—P. 245-251.
35. Wood, W.A. Recent observations on fatigue fracture in metals//11 ASTM STP.—1958.—Vol.237.—P. 110-121.
36. Tetelman, A.S. Fracture of structural materials/ A.S. Tetelman, A.J. MacEvily. —N.Y.: John Wiley, 1967. —697 p.
37. Mott, N.F. A theory of the origin of fatigue cracks//Ada Met.—1958.—Vol.6.—P.195-197.
38. Forsyth P.J.E. A two stage process of fatigue crack growth // Crack propagation symposium, Cranfield.— 1961.—Vol. 1.— P. 76-94.
39. Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research/ P. Li, D. H. Warner, A. Fatemi et al.//International Journal of Fatigue.—2016.—Vol. 85.—P. 130–143.
40. Нотт, Дж. Основы механики разрушения/Дж. Нотт. —М.: Металлургия, 1978. —256 с.
41. Черепанов, Г.П. Механика хрупкого разрушения/ Г.П. Черепанов.—М.: Наука, 1974.— 640 с.
42. Седов, Л.И. Механика сплошной среды/ Л.И.Седов. —М.: Наука, 1984. —т. 2.-е изд —560 с.
43. Иосилевич, Г. Б. Концентрация напряжений и деформаций в деталях машин/ Г. Б. Иосилевич.—М.: Машиностроение, 1981. —224 с.
44. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений в 2-х томах (под ред. Ю. Мураками).— М.: Мир, 1990.
45. Механика разрушения и прочность материалов. Справочное пособие в четырех томах (под ред. В.В. Панасюка).— т. 1-3.—Киев: Наукова думка, 1988.

46. Eylon, D. Fatigue crack initiation in Ti–6Al–4V castings / D. Eylon, B. Strope // *Journal of Materials Science*.—1979.— Vol. 14 (2).— P. 345-353.
47. Leuders, S. Fatigue strength prediction for titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting / S. Leuders, M. Vollmer, F. Brenne, // *Metallic Materials Journal A*. — 2015.— P. 1-8.
48. Bantounas, I. The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti–6Al–4V subjected to high-cycle fatigue/ I. Bantounas, D. Dye, T.C. Lindley // *Acta Materialia*.— 2010.— Vol. 58 (11).—P. 3908-3918.
49. Horstemeyer, M. Integrated Computational Materials Engineering (ICME) for Metals/ M. Horstemeyer.—Wiley, 2018.— 688 p.
50. Wycisk, E. High cycle fatigue (HCF) performance of Ti–6Al–4V alloy processed by selective laser melting/E. Wycisk, C. Emmelmann, S. Siddique, F. Walther // *Advanced materials research*.— 2013.— Vol. 816.— P. 134–139.
51. Wycisk, E. Effects of defects in laser additive manufactured Ti–6Al–4V on fatigue properties// *Physics Procedia*.—2014.— Vol. 56.— P. 371-378.
52. Stephens, R.I. Metal fatigue in engineering (2nd ed.)/ R.I. Stephens— NY: Wiley Inter-Science, 2000.—496 p.
53. Антонов, М.И. Особенности методики проведения механических испытаний по определению характеристик трещиностойкости сварных соединений и трубных сталей, применяемых на объектах ПАО «Газпром»// *Территория нефтегаз*.—2015.—Т.8.—С. 68-74.
54. Suzuki, N. Proceeding of 21st International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering/ N. Suzuki, M. Toyoda.—2002. —P. 1054-1062.
55. Suzuki, N. Goal-Setting Design to Ensure Integrity of High-Strength and Large Diameter Pipeline // *Proceeding of 22nd International Conference*

- on Offshore Mechanics and Arctic Engineering/ N. Suzuki, R. Muraoka, A. Glover.— 2003.—P. 23-29.
56. Ishikawa, N. High performance UOE linepipes//Proceeding of 6th International Pipeline Conference/ N. Ishikawa, M. Okatsu, S. Endo. — 2006.— P.20-26.
57. Gil Sevillano. Ductilization of nanocrystalline materials for structural applications/ J. Gil Sevillano, J. Aldazabal // Scripta Materialia.— 2004.— Vol. 51.— P. 795-800.
58. Han, B.Q. Processing of ultrafine ferrite steels/ B.Q. Han, S.J. Yue // Journal of Materials Processing Technology.— 2003.— Vol. 136. —P. 100-104.
59. Makarenko, V. Investigation of the Mechanical Properties of Pipes for Long-Term Cooling Systems/ V. Makarenko, Y. Vynnykov, A. Manhura // Proceedings of the 2nd International Conference on Building Innovations.— 2020.—P. 151-160.
60. Ефименко, Л.А. Традиционные и перспективные стали для строительства магистральных газонефтепроводов [Электронный ресурс] : [монография] / Л.А. Ефименко и др.— М. : Логос, 2011.— 316 с.
61. Special components and strain-based requirements for high strength high pressure pipeline applications (LINESPEC) /A. Nonn, M. Erdelen-Pepler, O. Hilgert et al. — Luxembourg: Publications Office of the European U.— 2013. — 150 p.
62. Демофонти, Дж. Оценка остановки распространения разрушения в стальных трубах X100, полученных по технологии ТМКО, для газопроводов высокого давления/ Дж. Демофонти.—М: Metallurgitizdat, 2006. —22-31 с.

63. Мартынов, П.Г. Исследование трубных сталей категорий прочности X100-X120 для магистральных газопроводов / П.Г. Мартынов, И.А. Симбухов, Ю.Д. Морозов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. —2012. —№ 3.— С. 66-71.
64. Mueller, M. G. Fracture toughness testing of nanocrystalline alumina and fused quartz using chevron-notched microbeams. // *Acta Materialia*.— 2015.— Vol. 86. – P. 385–395.
65. BS 7448-1:1991 Fracture mechanics toughness tests. Part 1: Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials. —1991.—48 p.
66. BS 7448-3:2005 Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of fracture toughness of metallic materials at rates of increase in stress intensity factor greater than $3,0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}\cdot\text{s}^{-1}$. — 2005.—40 p.
67. Kalthoff, J. F. Fracture Toughness (Dynamic) // *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. —2001.—P. 3329–3335.
68. Традиционные и перспективные стали для строительства магистральных газонефтепроводов / О.Ю. Елагина, Л.А. Ефименко, Е.М. Вышемирский и др. —Москва, 2010. —154 с.
69. Choi, Y. Analysis of sharp-tip-indentation load–depth curve for contact area determination taking into account pile-up and sink-in effects/ Y. Choi, W. Y. Choo, D. Kwon // *Scripta materialia*.—2011.—Vol. 19. —P. 3307–3315.
70. Oliver, W. C. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments/ W. C. Oliver, G. M. Pharr // *Journal of Materials Research*. — 1992.—Vol. 7.—P.1564-1583.
71. Hay, J. L. Instrumented Indentation Testing/ J. L. Hay, G. M. Pharr.— OH: ASM Handbook, 2000.— 232 p.

72. Randall, N. X. Influence of deposition parameters on mechanical properties of sputter-deposited Cr₂O₃ thin films / N. X. Randall, C. Julia-Schmutz, J. M. Soro // *Thin Solid Films*.— 1997. — Vol. 297.— P. 308-309.
73. Jacque, P. J. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing/ P. J. Jacque, Q. Furnémont, F. Lani // *Acta Materialia*.— 2007.— Vol. 55.—P. 3681-3693.
74. Delincé, M. Separation of size-dependent strengthening contributions in fine-grained Dual Phase steels by nanoindentation / M. Delincé, P. J. Jacques, T. Pardoen // *Acta Materialia*.— 2006.— №54. —P. 3395-3304.
75. Bei, H. A review of directionally solidified intermetallic composites for high-temperature structural applications/ H. Bei, E.P. George, G.M. Pharr // *Materials Science and Engineering*.—2008. —Vol.218.—P. 483-484.
76. Han, L. Microstructure and nano-scale mechanical behavior of Mg–Al and Mg–Al–Ca alloys/ L. Han, H. Hu, D. O. Northwood // *Materials Science and Engineering*.— 2008. —Vol. 473—P. 16-27.
77. Temperature Dependence of Creep and Hardness of Sn-Ag-Cu Lead-Free Solder/ Y. Sun, J. Liang, Z.-H. Xu et al. // *Materials Science*. — 2008. —Vol.19. —P. 223-229.
78. Choi, B.W. Predicting macroscopic plastic flow of high-performance, dual-phase steel through spherical nanoindentation on each microphase // *Journal of Materials Research*.— 2009.—Vol. 24.—P. 816-822.
79. Gong, J. Compositional dependence of hardness of (Ce,Y)-TZP/Al₂O₃ composites/ J. Gong, H.Miao, B. Hu // *Materials Science and Engineering*.— 2004.—Vol. 372. —P. 207-212.
80. Ohmura, T. Alteration in nanohardness of matrix phase associated with precipitation during long-term aging of type 316 stainless steel// *Materials Science and Engineering*. —2008.— Vol. 489.— P.85-92.

81. DNV-OS-F101 Submarine pipeline systems: Offshore standart. — 2007. — 240 p.
82. GRS. RSK Guidelines for pressurized water reactors, 2nd Ed., 24 January 1979, including Appendix to Section 4.2; 3 rd Ed., 14 October 1981; Partly changes of RSK Guidelines Sections 21.1 and 21.2, 1983. —57 p.
83. Wu, K. Analysis on Material and Energy Balances of Ironmaking Systems on Blast Furnace Operations with Metallic Charging, Top Gas Recycling and Natural Gas Injection//ISIJ Int.—2006.— Vol.46. —P. 1759-1766.
84. Delincé, M. Separation of size-dependent strengthening contributions in fine-grained Dual Phase steels by nanoindentation/ M. Delincé, P. J. Jacques, T. Pardoen //Acta Materialia.— 2006. —Vol. 54(12).—P. 3395–3404.
85. Лахтин, Ю. М. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. 3-е изд., перераб. и доп./ Ю. М. Лахтин.— М.: Машиностроение, 1990. —528 с.
86. Valiev, R. Z. Nanostructured materials from severe plastic deformation/ R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov// Progress in Materials Science.— 2000.— Vol. 45.— Issue 2.—P. 103–189.
87. Arzt, E. Size effects in materials due to microstructural and dimensional constraints: A comparative review// Acta Materialia.— 1988. — Vol. 46.— Issue 16.—P. 5611–5626.
88. Howe, A. A. Ultrafine grained steels: industrial prospects// Materials Science and Technology.— 2000. —Vol. 16(11–12).—P. 1264–1266.
89. Wang, Y.M. Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal// Acta Materialia.— 2004. —Vol 52.— P. 1699.
90. Wang, Y. Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal// Acta Materialia.— 2004.— Vol. 52(6).—P. 1699–1709.

91. Wang, Y. High tensile ductility in a nanostructured metal/ Y. Wang, M. Chen, F.Zhou // Nature.— 2002.—419(6910).—P. 912–915.
92. Tsuji N. Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing // N. Tsuji, Y. Ito, Y. Minamino // Scripta Materialia.— 2002. —Vol. 47.— P. 893.
93. Sevillano, J. Ductilization of nanocrystalline materials for structural applications//Scripta Materialia.— 2004.— Vol. 51.— P. 795-800.
94. Структурная неоднородность и методы её снижения для повышения качества конструкционных сталей / Н.В. Малахов, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова и др. // Вопросы материаловедения. —2009.— № 3 (59). —С. 52-64.
95. К вопросу определения трещиностойкости современных трубных сталей класса прочности К65 / И.Ю. Пышминцев, А.О. Струин, Е.Р. Насыбулина и др. // Черная металлургия. —2011.— № 3 (1335). —С. 63-67.
96. Особенности микроструктуры и текстуры труб К65 (Х80), влияющие на способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение /И.Ю. Пышминцев, А.М. Гервасьев, А.Н. Мальцева и др. // Наука и техника в газовой промышленности.—2011.— С. 73-79.
97. Эффективность производства листа методом контролируемой прокатки / В.И. Погоржельский, А.С. Агафонов, А.А. Бродов и др. // Черная металлургия. Бюл. НТИ. —1977. —№ 21.— С. 42-44.
98. Муфтахов, М.Х. Повышение безопасности эксплуатации магистральных трубопроводов с дефектом типа ликвационной полосы: дис... канд. техн. наук.: 05.26.03/ Муфтахов, Миннасыр Хайдарович.— Уфа. —2006.— 114 с.
99. Влияние неметаллических включений новых типов на качество непрерывнолитых заготовок и проката из высокопрочных низко

- легированных сталей / И.Г. Родионова, А.И. Зайцев, А.И. Ковалев и др. // *Металлург.* —2016. —№ 7. —С. 48-53.
100. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) / А.Б. Арабей, И.Ю. Пышминцев, В.М. Фарбер и др. // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* —2012. —№ 3. —С. 12-19.
101. Обобщение опыта исследования стойкости труб из высокопрочных сталей протяженному разрушению (о разработке атласа полигонных испытаний труб класса прочности K65) / А.Б. Арабей, А.Г. Глебов, Л.М. Капуткина и др. // *Газотранспортные системы: настоящее и будущее: тезисы докладов VI Международной научно-технической конференции “GTS-2015”.*—2015.—С.102.
102. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей / А.А. Казаков, Е.И. Казакова, Д.В. Киселев и др. // *Черные металлы.* —2009. —№ 12.— С. 12-15.
103. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств / А.А. Казаков, Е.И. Казакова, Д.В. Киселев и др. // *Черные металлы, 2010.*—т.6. — С.7-13.
104. Хентов, В.Я. О связи ликвации с температурой дебая/ В.Я. Хентов, Е.Ю. Шачнева, В.В. Семченко//*Chemical Bulletin.*—2018.—Т1.—С. 41-46.
105. Мусихин, С.А. Влияние химической неоднородности среднеуглеродистых низколегированных сталей на формирование структуры и комплекса свойств при термическом воздействии: дисс. канд. техн. наук.: 05.16.01/ Мусихин Сергей Александрович.— Екатеринбург. —2015.—149 с.

106. Эфрон, Л.И. Структурообразование при контролируемой прокатке и формирование комплекса повышенной прочности и хладостойкости экономнолегированных конструкционных сталей: автореф. дис... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Эфрон Леонид Иосифович.— Москва.— 1997.—44 с.
107. Носоченко, А.О. Исследование влияния углерода на центральную химическую и структурную неоднородность и комплекс свойств низколегированных трубных сталей : Дис... канд. техн. наук : 05.16.01./ Носоченко Александр Олегович. —Москва. —2003. —180 с.
108. Левков, Л.Я. Теоретические предпосылки и практические методы управления физико-химическими и. теплофизическими процессами при электрошлаковом переплаве, определяющие качество ответственных изделий: дис... докт. техн. наук.:05.16.02.— Москва.—2015. —339 с.
109. Ершов, Г.С. Микронеоднородность металлов и сплавов/ Г.С. Ершов.—М.:Металлургия, 1985.— 214 с.
110. Киттель, Ч. Введение в физику твердого тела/ Ч. Киттель. —М: Наука, 1978. —791 с.
111. Вайнгард, У. Введение в физику кристаллизации металлов/ У. Вайнгард. —М: Мир, 1967. —170 с.
112. Солнцев, Ю.П. Материаловедение: Учеб. для вузов./ Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин.— СПб.—2007.—784 с.
113. Ушаков, А. С. О производстве стальных труб / А. С. Ушаков, Л. А. Кондратов // Сталь. – 2017. – № 7. – С. 36-40.
114. Мазур, И. П. Исследование процесса перехода металла с боковых граней сляба на верхнюю и нижнюю поверхности раската при прокатке в универсальных клетях в программном комплексе ABAQUS / И. П. Мазур, А. В. Поляков // Вестник ЛГТУ. —2018.— № 4. —С. 62–71.

115. Influence of “Soft” Reduction on the Structure of Continuous Cast Ingot and the Properties of Rolled Products of Microalloyed Steels / A.N. Zavalishchin, M.I. Rumyantsev, D.N. Chikishev etc. // Metallurgist.— 2019.—№63 (3-4).—P. 238–248.
116. Исследование природы неметаллических включений в ликвационной полосе листовой трубной стали / А.А. Казаков, С.В. Рябошук, П.В. Ковалев и др. // Черные металлы.— 2011.— № 9. —С. 13-17.
117. Природа дефектов горячекатаного листа из трубных марок стали. Часть 2. Дефекты, образовавшиеся на этапе прокатного производства / А.А. Казаков, П.В. Ковалев, С.Д. Андреева и др. // Черные металлы. — 2008.— № 12. —С. 10-14.
118. Морозов, Е.М. Расчет диаграмм усталостного разрушения с учетом эффективного коэффициента интенсивности напряжений. В кн.: Физика и механика деформации и разрушения, вып. 10. / Е.М. Морозов.—М.: Энергоиздат, 1981—С. 62-68.
119. Матросов, Ю.И. Сталь для магистральных газопроводов/ Ю.И. Матросов, Д.А. Литвиненко, С.А. Голованенко.—М.: Металлургия, 1989. — 288 с.
120. SteelforOilGasPipes_brochure_EN [Электронный ресурс] // arcelormittal: [сайт]. URL: https://industry.arcelormittal.com/repository/About/SteelforOilGasPipes_brochure_EN.pdf.
121. Эфрон, Л.И. Исследование влияния температурно-деформационных режимов контролируемой прокатки на микроструктуру и механические свойства микролегированных сталей для газонефтепроводных труб большого диаметра / Л.И. Эфрон, Ю.Д. Морозов, Е.А. Голи-Оглу // Metallurg.—2011.—№1.—С.69-74.

122. Морозов, Ю.Д. Влияние термомодеформационных режимов прокатки ускоренного охлаждения на формирование механических свойств листового проката из стали класса прочности Х80 / Ю.Д. Морозов, А.А. Науменко, И.В. Лясоцкий // *Металлург.*— 2010. —№ 10.— С. 56-62.
123. Сопротивление деформации ниобийсодержащих сталей новых марок / В.М. Салганик, С.В. Денисов, В.И. Крайнов и др. // *Производство проката.* —2007. —№ 6. —С. 15-18.
124. Парусов, В.В. Новое применение бора в металлургии / В.В. Парусов, А.Б. Сычков, И.В. Деревянченко // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова.*— 2005. —№ 1 (9).— С. 15-17.
125. Матросов, Ю.И. Механизмы влияния микродобавок V, Nb Ti на структуру и свойства малоперлитных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов.* — 1984.— № 11. — С. 13-22.
126. Матросов, Ю.И. Освоение на ОАО "МК "Азовсталь" промышленного производства толстолистовой стали категории прочности Х65 для глубоководного газопровода / Ю.И. Матросов, И.В. Ганошенко, О.А. Багмет // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* —2007.— № 1.—С. 33-43.
127. Исследование причин образования поверхностных трещин при изготовлении труб из микролегированных сталей / Н.Г. Колбасников, В.В. Мишин, И.А. Шишов и др. // *Сталь.* —2016.— № 9. —С. 53-57.
128. Шабалов, И.П. Ресурсосберегающие технологии производства толстолистового проката с повышенными потребительскими свойствами/ И.П. Шабалов, З.К. Шафигин, А.Н. Муратов. – М.: *Металлургиздат*, 2007. – 352 с.

129. Колбасников, Н.Г. Исследование влияния бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей / Н.Г. Колбасников, М.А. Матвеев // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.— 2016.— № 1 (238).—С.129-135.
130. Сыч, О.В. Влияние ванадия на дисперсионное упрочнение при отпуске высокопрочной трубной стали с различной исходной структурой / О.В. Сыч, А.А. Круглова, В.М. Счастливец и др. // Физика металлов и металловедение. —2016. —Т. 117.— № 12. —С. 1321-1331.
131. Оптимизация структуры и свойств зоны термического влияния сварных соединений высокопрочных трубных сталей/ А.А. Величко, В.В. Орлов, У.А. Пазилова и др.//Технология машиностроения.— 2015.—Т.3.—С.36-41.
132. Колбасников, Н.Г. Развитие представлений об изменении размеров зёрен при пластической деформации и фазовых превращениях / Н.Г.Колбасников, Д.С. Савин // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.— 2007.—3 (51)—С.31-38.
133. Смирнов, М.А. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова // Metallurg. —2010.— № 7. —С. 45-51.
134. Настич, С.Ю. Разработка технологии термомеханической обработки полосового и листового проката из низколегированной стали на основе управления формированием ферритно-бейнитной структуры: автореф. дис...д-ра техн. наук: 05.16.01 / Настич Сергей Юрьевич. — Москва. —2013. —399 с.
135. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике/ О. Зенкевич — М: Мир, 1975. —539 с.

136. Богатов, А.А. Механические свойства и модели разрушения металлов: учебное пособие для вузов./ А.А. Богатов.— Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002.—329 с.
137. Румянцев, М.И. Развитие методологии проектирования технологий листопрокатного производства: теория и практика: дис... д-ра техн. наук: 05.16.05 / Румянцев Михаил Игоревич. Магнитогорск, 2018.— 466 с.
138. Голубчик, Э.М. Развитие методологических основ адаптивного управления качеством металлопродукции в многовариантных технологических системах: дис... д-ра техн. наук: 05.02.23 / Голубчик Эдуард Михайлович. Магнитогорск, 2014. —417 с.
139. Production of Cold-Resistant Pipe Steels / L. Efron, V. Il'inskiy, A. Golovanov// Сталь. — 2003. — № 6.— С. 69-72.
140. Cottrel, A.H. Extrusion and intrusion by cyclic slip in copper // Proceedings of the Royal Society of London.—1957.— Vol. 242.—P. 11-21.
141. Kobayashi, S. Metalforming and the Finite-Element Method// S. Kobayashi, S. I. Oh, T. Altan. — Oxford: Oxford University Press, 1989. — 378 p.
142. Корсаков, В. С. Основы конструирования приспособлений в машиностроении/ В. С. Корсаков. —М: Машиностроение, 1971. —288 с.
143. Морозова, Т.В. Влияние технологии производства стали на однородность структуры и загрязненность неметаллическими включениями с целью повышения надежности магистральных трубопроводов: дисс... канд. техн. наук: 05.16.02 /Морозова Татьяна Васильевна.— М., 2012.— 130 с.
144. Худяков, М.А. Влияние ликвационной полосы на распределение напряжений в стенке трубы / М. А. Худяков, М. Х. Муфтахов, В. К.

- Бердин, М. М. Закирничная // Электронный научный журнал Нефтегазовое дело.— 2006.—№ 2.— С. 68.
145. Новик, Ф.С. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов/ Ф.С. Новик. —М: София, 1980.—304 с.
146. Дуброва, Т.А. Статистические методы прогнозирования/ Т.А. Дуброва.— ЮНИТИ, 2003.— 206 с.
147. Основные параметры спектров ускорений при землетрясениях с $m \geq 5$ для байкальской рифтовой зоны/ А.Ф. Дреннов, В.И. Джурик и др. //Геология и геофизика.— 2015—т.56.—с. 984-994.
148. Сейсмический риск и инженерные решения / Под ред. Ц. Ломнитца, Э. Розенблюта.—М.: Недра, 1981.—223 с.
149. Ярема, С.Я. Аналитическое описание диаграмм усталостного разрушения материалов/ С.Я. Ярема, С.И. Микнтин // ФХММ,1975.— № 6. —С. 47-55.
150. Гуревич, С.Е. О скорости распространения трещины и пороговых значениях коэффициента интенсивности напряжений в процессе усталостного разрушения. В кн.: Усталость и вязкость разрушения металлов/ С.Е. Гуревич, Л.Д. Едидович. —М.: Наука, 1974.— С. 36-79.
151. Schulz, H. High Performance Liquid Chromatography in Plant Sciences/ H.Schulz, G.Albroscheit // Journal of Chromatography A.— 1987.— P. 353-361.
152. Бирдегулов, Л.Р. Исследование трещиностойкости металлов//Juvenis scientia.—2016.—№ 2.—С. 28-32.
153. Болотин, В.В. Прогнозирование ресурса машин и сооружений/ В.В.Болотин.— М.: Машиностроение, 1984.—312 с.

154. Heavily twinned CoCrNi medium-entropy alloy with superior strength and crack resistance/X. Feng, H. Yang, R. Fan et al. // *Materials Science and Engineering*.—2020.—P. 788-793.
155. Чикишев, Д. Н. Разработка экономнолегированных марок сталей со специальными свойствами : Монография. Электронный ресурс / Д. Н. Чикишев, Д. О. Пустовойтов, Е. Б. Пожидаева. – Магнитогорск : Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2015.—87 с.
156. Чикишев, Д.Н. Разработка экономнолегированных марок сталей со специальными свойствами / Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов, Е.Б. Пожидаева (монография; электронное издание) // М.: ФГУП НТЦ «Информрегистр». – 2015. – № гос. рег. 01201460204.
157. Салганик, В.М. Анализ структурно-фазовых превращений в низколегированных сталях на основе дилатометрических исследований / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева и др. // *Металлург*. – 2015. – № 9. – С. 32-37.
158. Современные концепции разработки низколегированных сталей для топливно-энергетического комплекса России / Д. Н. Чикишев, Е. Б. Блондинская, П. С. Тарасов, К. Э. Соколова // *Наука и производство Урала*. – 2014. – № 10. – С. 92-94.
159. Чикишев, Д.Н. Актуальные направления развития производства заготовок для труб большого диаметра / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева // *Международный союз учёных «Наука. Технологии. Производство»*. – 2014. – № 3. – С. 125-128.
160. Пожидаева, Е. Б. Оценка современных методов контроля распространения разрушения в трубах большого диаметра / Е. Б. Пожидаева, Д. Н. Чикишев // *Металлургия: технологии, инновации, качество*, Новокузнецк, 15–16 декабря 2015 года / Под общей редакцией

Е.В. Протопопова. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2015. – С. 229-233.

161. Денисов, С.В. Развитие научных основ, создание и реализация эффективных технологий прокатки низколегированных стальных полос и листов с повышенными потребительскими свойствами: дис... д-ра техн. наук: 05.16.05. —Магнитогорск, 2009. —352 с.
162. Салганик, В.М. Совершенствование режимов контролируемой горячей прокатки для производства новых видов листового проката / В.М. Салганик, О.Н. Сычёв, С.В. Денисов // Черная металлургия.— 2008.— № 5 (1301). —С. 41-46.
163. Чикишев, Д.Н. Анализ причин вертикального изгиба переднего конца полосы при горячей прокатке на основе математического моделирования / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева // Современные проблемы горнометаллургического комплекса. Наука и производство: материалы 11 Всерос. науч.-практ. конф. с междунар. участием. Старый Оскол. – 2014. – С. 111-118.
164. Salganik, V.M. Influence of Steel Chemical Composition and Modes of the Thermomechanical Treatment on Mechanical Properties of a Hot Rolled Plate/ V.M. Salganik, D.N. Chikishev, E.B. Pozhidaeva // Solid State Phenomena (Materials Science Forum). – 2016. – Vol. 870. – Pp. 584-592.
165. Chikishev, D.N. Mathematical modeling of steel chemical composition and modes of thermomechanical treatment influence on hot-rolled plate mechanical properties / D.N. Chikishev, E.B. Pozhidaeva // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017. – Vol. 92. – Issue 9-12. – Pp. 3725-3738.
166. Чикишев, Д.Н. Математическое моделирование изменения прочностных характеристик микролегированных сталей в процессе термомеханической обработки / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева //

Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2014. – Т. 1.—С.664-667.

167. Чикишев, Д.Н. Анализ причин вертикального изгиба переднего конца полосы при горячей прокатке на основе математического моделирования / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева // Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – 2016. – Т. 59. – № 3. – С. 204.
168. Чикишев, Д. Н. Дилатометрические исследования в определении фактических температур структурно-фазовых превращений / Д. Н. Чикишев, Е. Б. Блондинская // Новые материалы и технологии: состояние вопроса и перспективы развития : сборник материалов Всероссийской молодежной научной конференции, Саратов, 24–26 июня 2014 года. – Саратов: ИЦ "Наука", 2014. – С. 112-115.
169. Pozhidaeva, E. V. Improving the rolling process of workpieces with internal defects / E. V. Pozhidaeva, D. N. Chikishev // Magnitogorsk rolling practice 2019 : Материалы IV международной молодежной научно-практической конференции, Магнитогорск, 04–07 июня 2019 года / Под редакцией А.Г. Корчунова, 2019. – С. 22-23.
170. Пожидаева, Е. Б. Совершенствование технологии прокатки заготовок с внутренними дефектами / Е. Б. Пожидаева, Д. Н. Чикишев // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования : Тезисы докладов 77-й международной научно-технической конференции, Магнитогорск, 22–26 апреля 2019 года. – Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2019. – С. 134.
171. Пат. 100435 (РФ), МПК В21В 27/02. Бандажированный прокатный валок / Белевский Л.С., Исмагилов Р.Р., Ключков О.С. и др. Заявл. 23.03.2010; опубл. 20.12.10, Бюл. №35 - С. 1142.

172. Пат. 100436 (РФ), МПК В21В 27/03. Бандажированный прокатный валок / Белевский Л.С., Исмагилов Р.Р., Ключков О.С. и др. Заявл. 23.03.2010; опубл. 20.12.10, Бюл. №35 - С. 1142.
173. Алдунин, А.В. Исследование и разработка алгоритма управления структурой металла при горячей прокатке стальных полос/ А.В. Алдунин, Р.Л. Шаталов // В сборнике: Научно-технический прогресс в черной металлургии. Материалы II Международной научно-технической конференции.—2015.—С.104-106.
174. Современное состояние производства заготовок для труб большого диаметра / В. М. Салганик, Д. Н. Чикишев, Е. Б. Блондинская и др.// Наука и производство Урала. – 2014. – № 10. – С. 89-91.
175. Чикишев Д.Н. Анализ особенностей производства высокопрочного толстолистого проката со специальными эксплуатационными свойствами / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева// Металлообрабатывающие комплексы и робототехнические системы - перспективные направления научно-исследовательской деятельности молодых учёных и специалистов: сборник научных трудов международной научно-технической конференции.—Курск: ИП Пучков Игорь Иванов, 2015. – С. 212-216.
176. Губанов, С. А. Контролируемая прокатка трубных сталей / С. А. Губанов, Д. Н. Чикишев, Е. Б. Блондинская // Наука и производство Урала. – 2014. – № 10. – С. 82-85.
177. Пожидаева, Е. Б. Модельное представление участка трубы большого диаметра, испытывающего сложное динамическое нагружение / Е. Б. Пожидаева, Д. Н. Чикишев, В. М. Салганик // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. – 2015. – Т. 1. – С. 140-143.
178. Пожидаева, Е. Б. Исследование механизмов деформации и разрушения тонкого стержня / Е. Б. Пожидаева, Д. Н. Чикишев, Ю. А.

Пожидаев // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования : Тезисы докладов 77-й международной научно-технической конференции, Магнитогорск, 22–26 апреля 2019 года. – Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2019. – С. 133.

ПРИЛОЖЕНИЕ №1

Поверхности отклика регрессионных зависимостей в разных
точках плана эксперимента

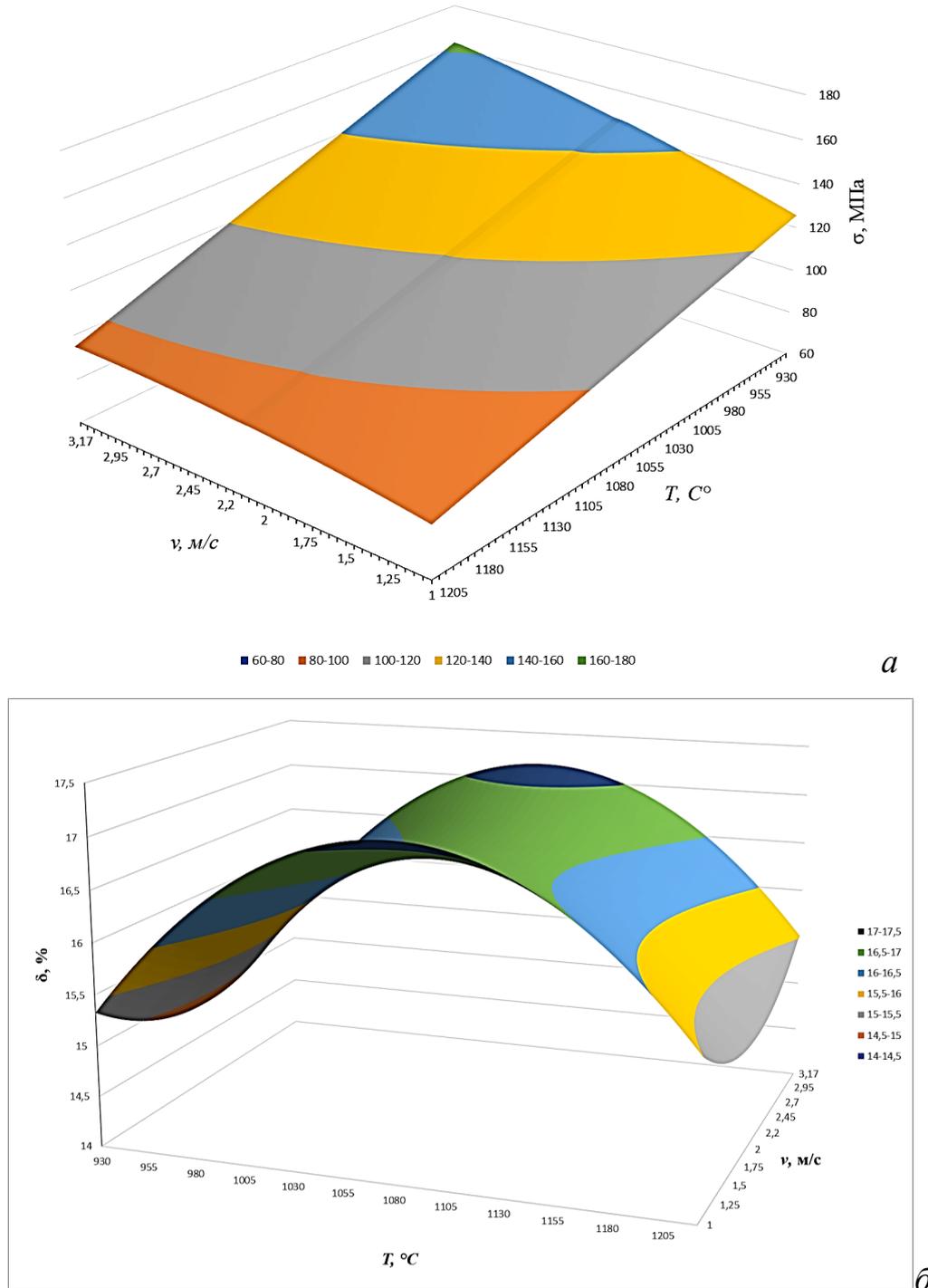
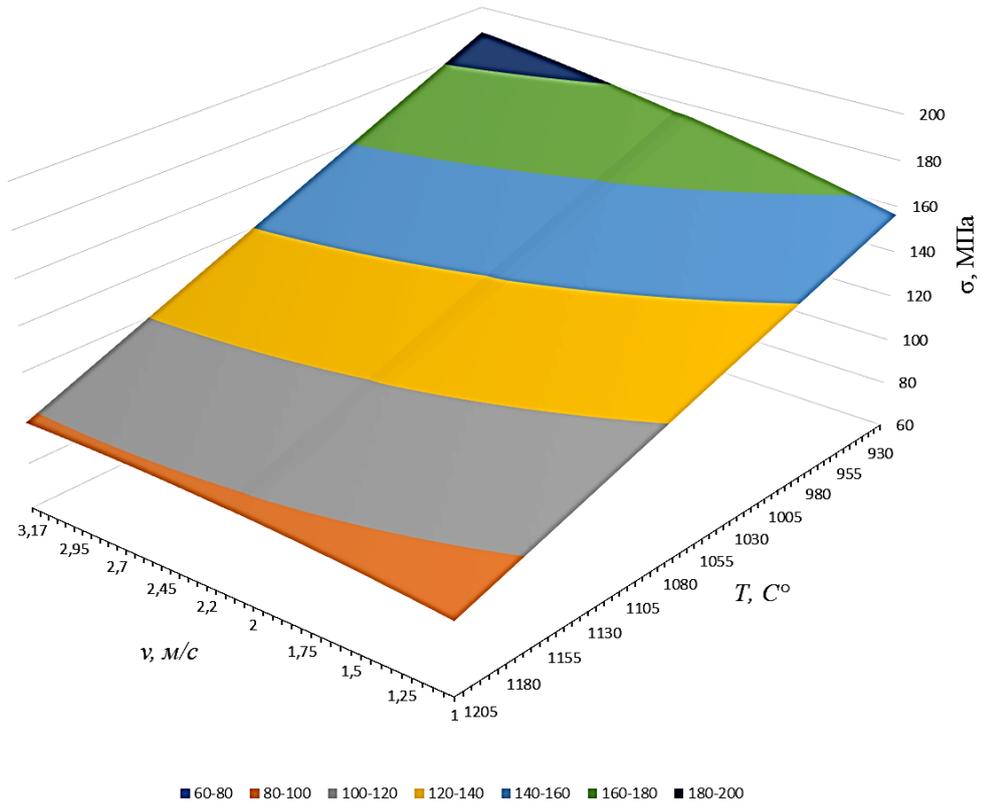
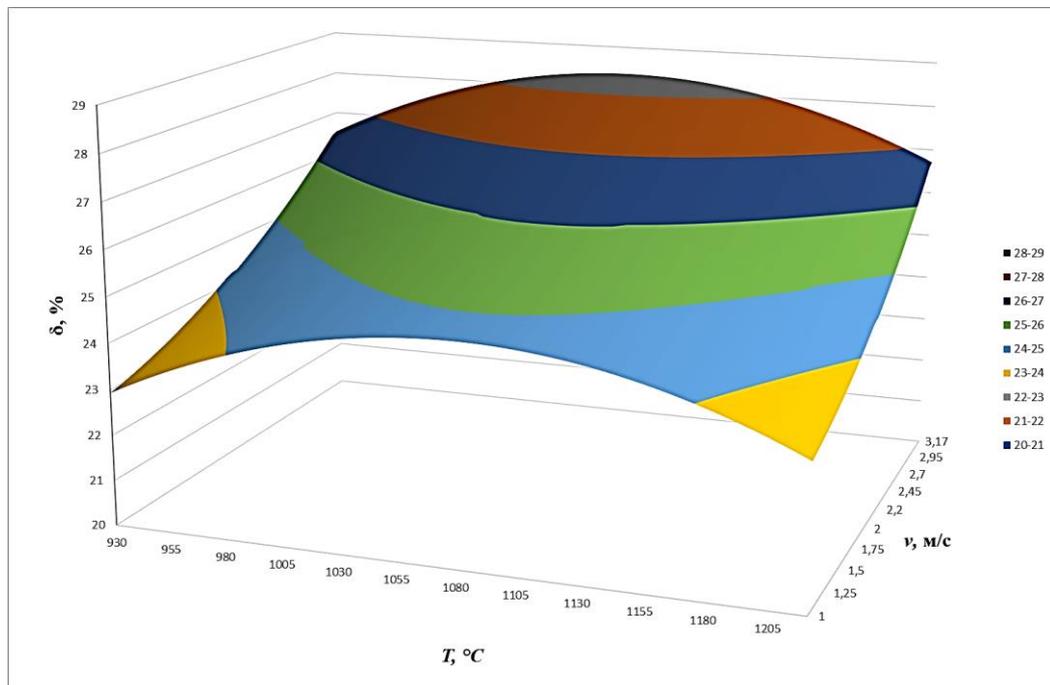


Рисунок 1 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $t-v$ при $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,625$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,625$

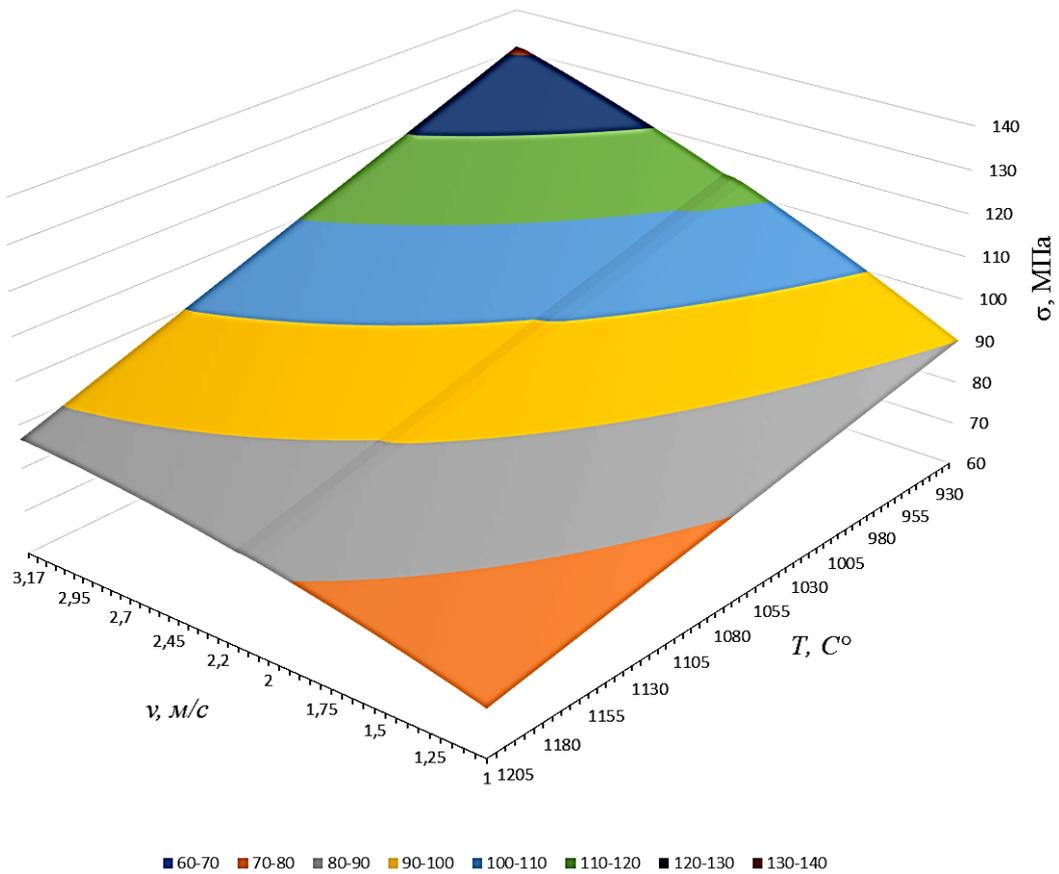


а

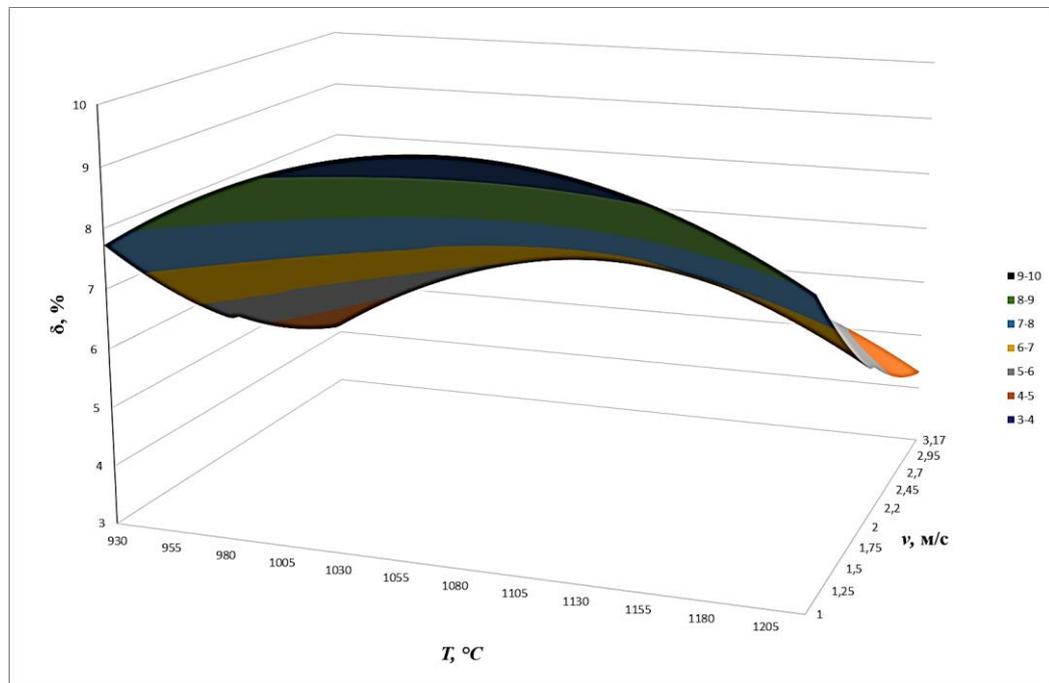


б

Рисунок 2 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $t-v$ при $\varepsilon=25\%$; $m=0,625$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=25\%$; $m=0,625$

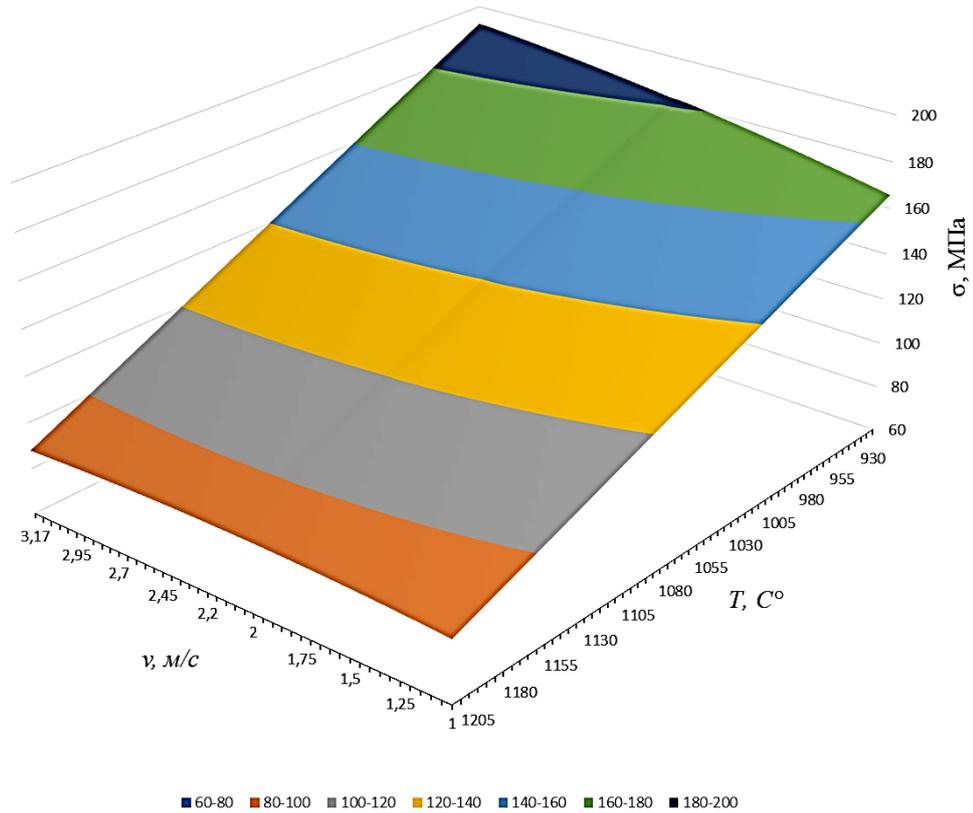


а

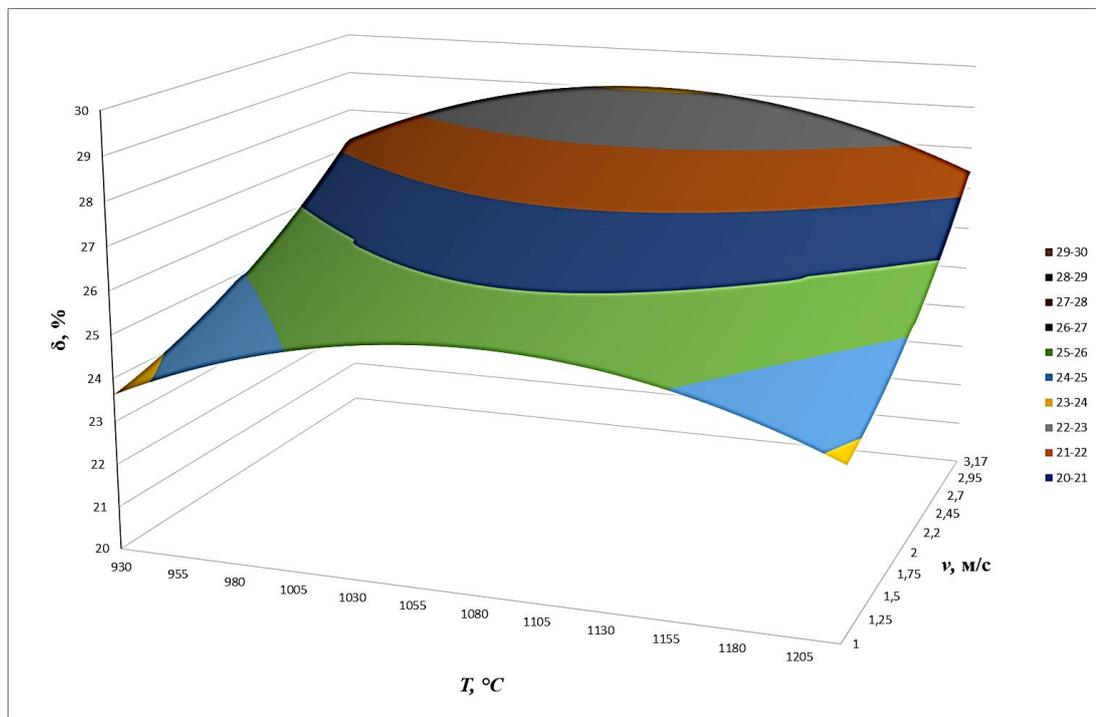


б

Рисунок 3 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $t-v$ при $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,5$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,5$

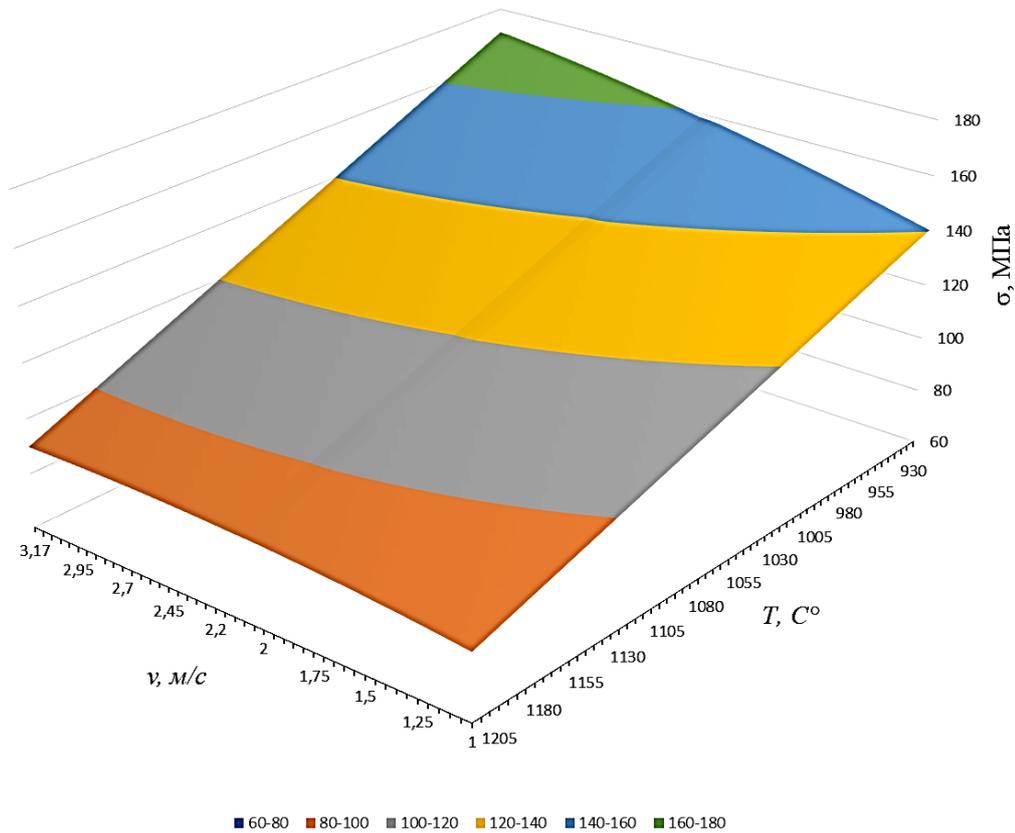


а

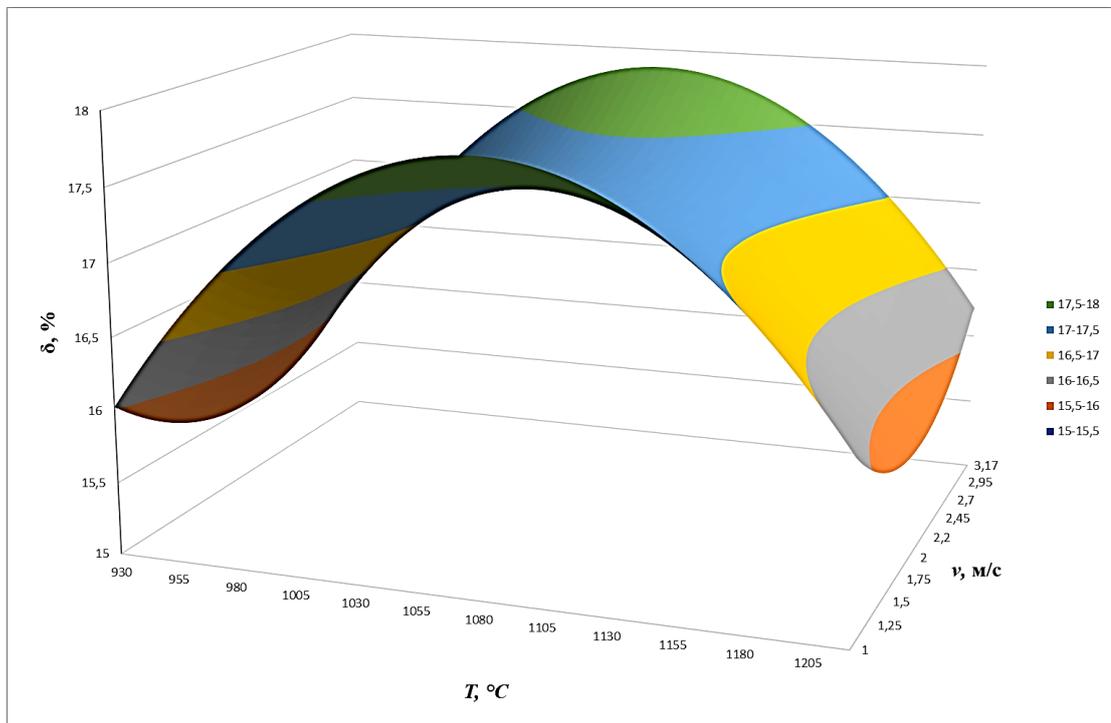


б

Рисунок 4 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $t-v$ при $\varepsilon=25\%$; $m=0,8$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=25\%$; $m=0,8$

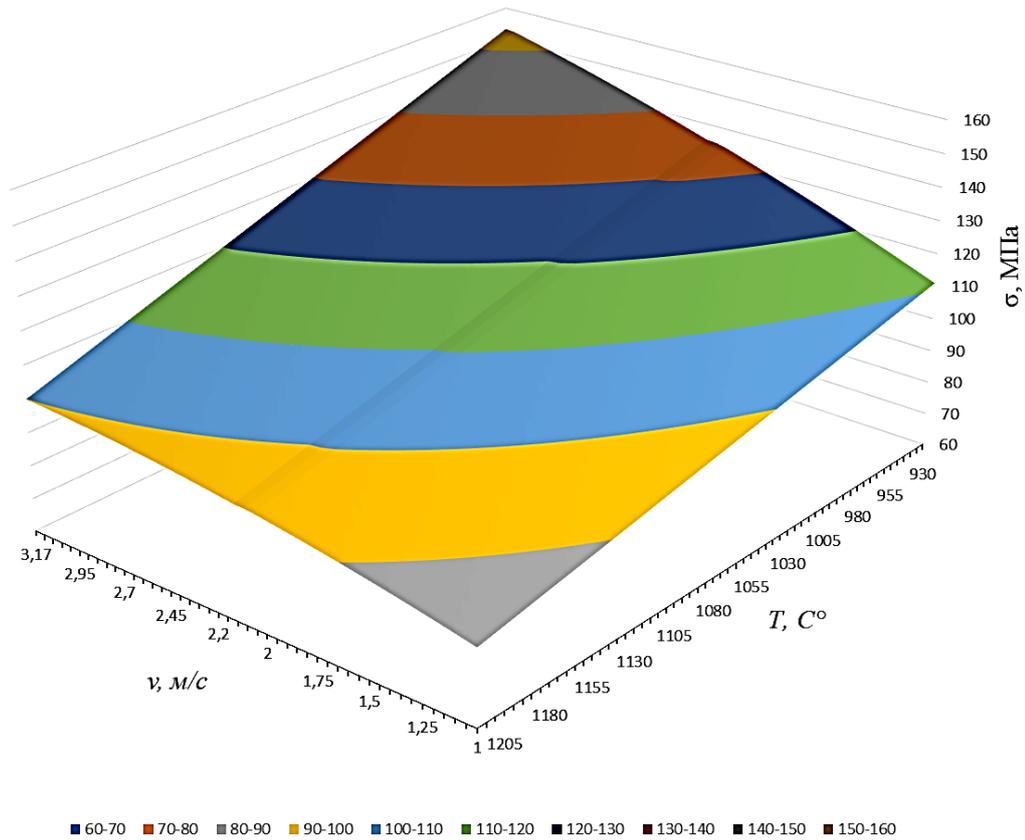


а

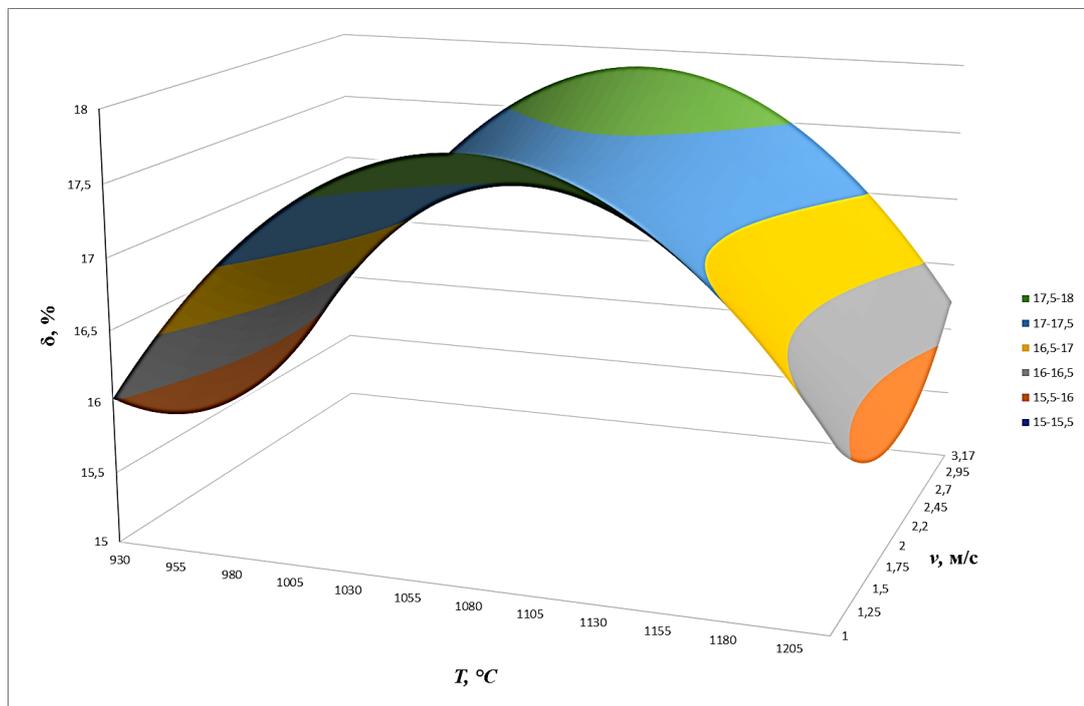


б

Рисунок 5 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $t-v$ при $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,8$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,8$

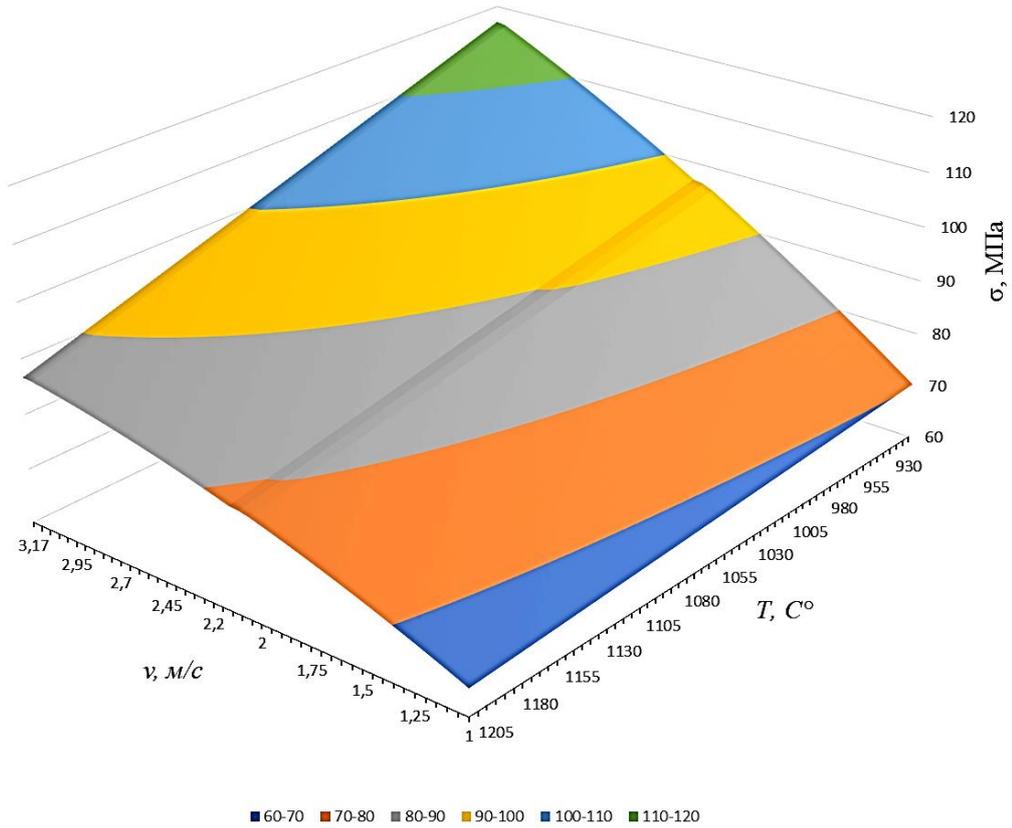


а

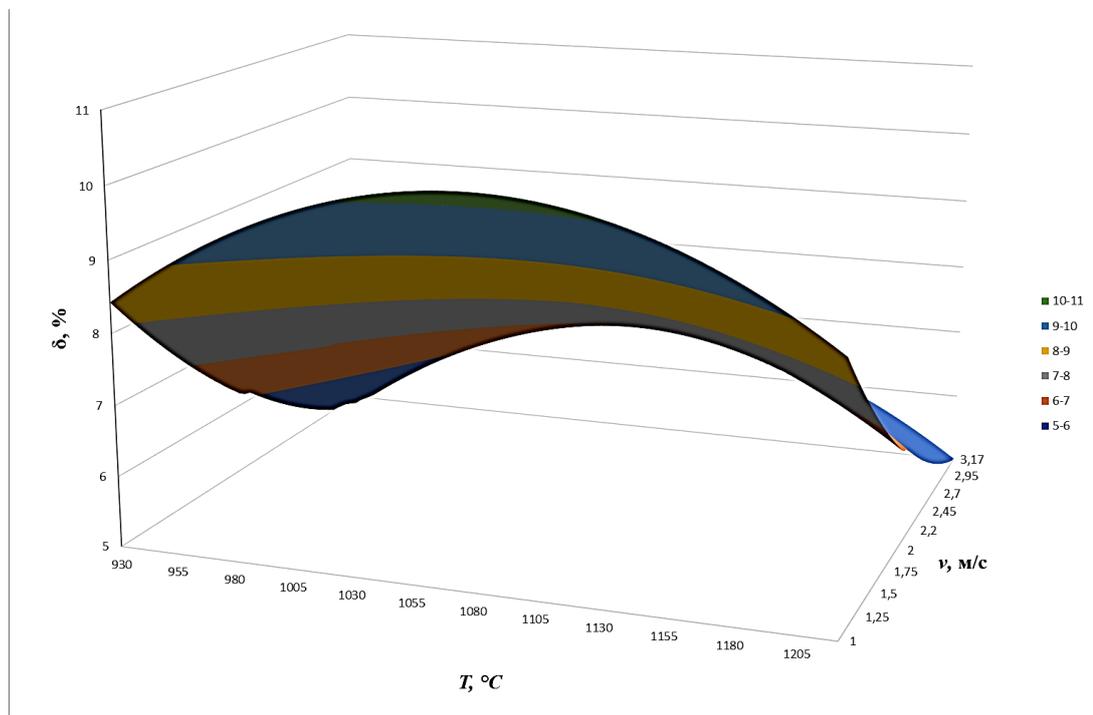


б

Рисунок 6 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $t-v$ при $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,8$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=15,5\%$; $m=0,8$

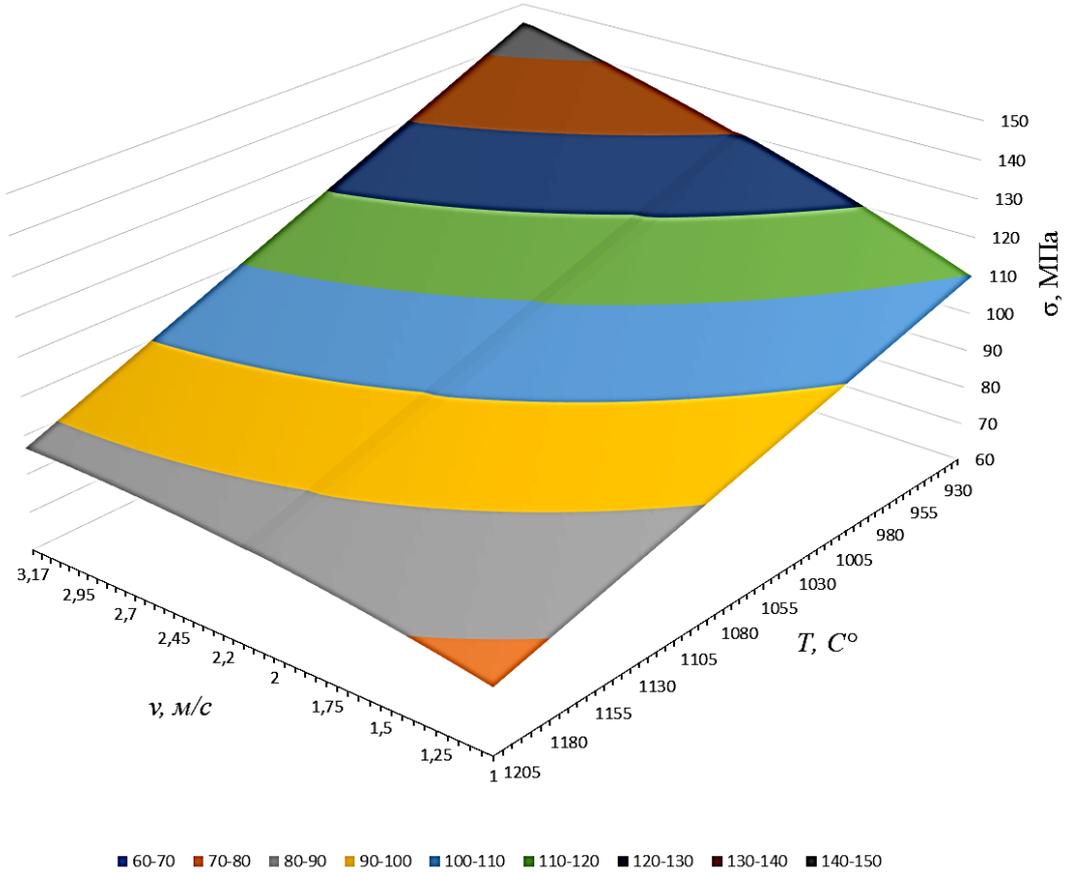


а

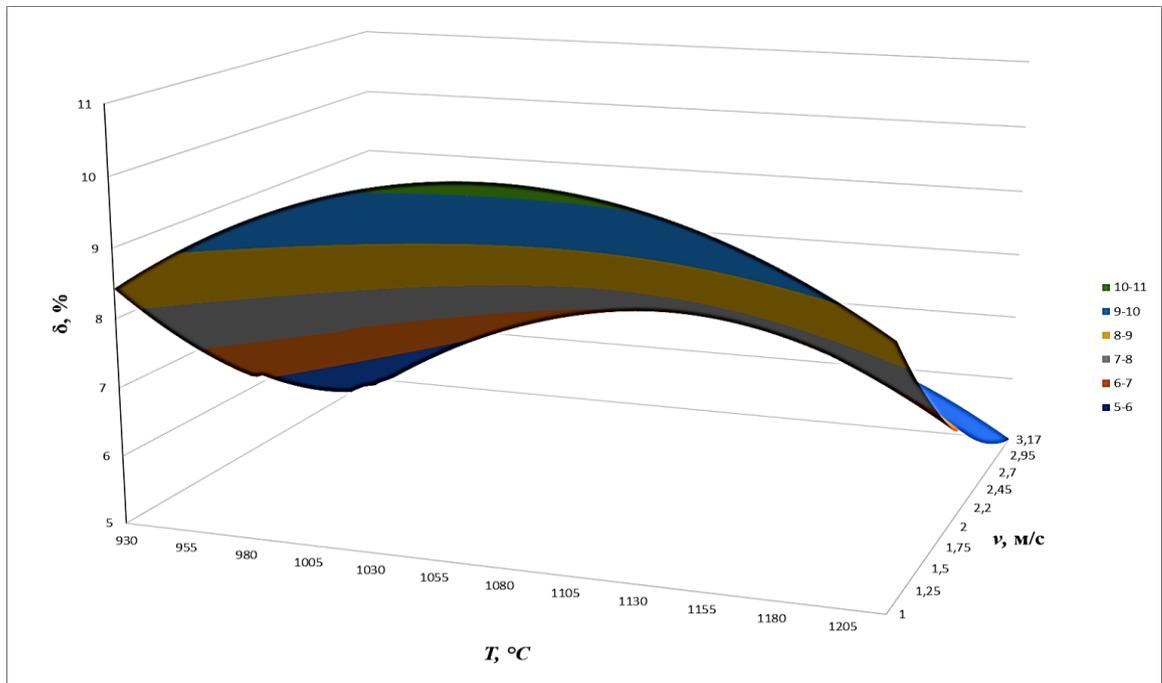


б

Рисунок 7 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах t - v при $\varepsilon=6\%$; $m=0,5$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t - v $\varepsilon=6\%$; $m=0,5$

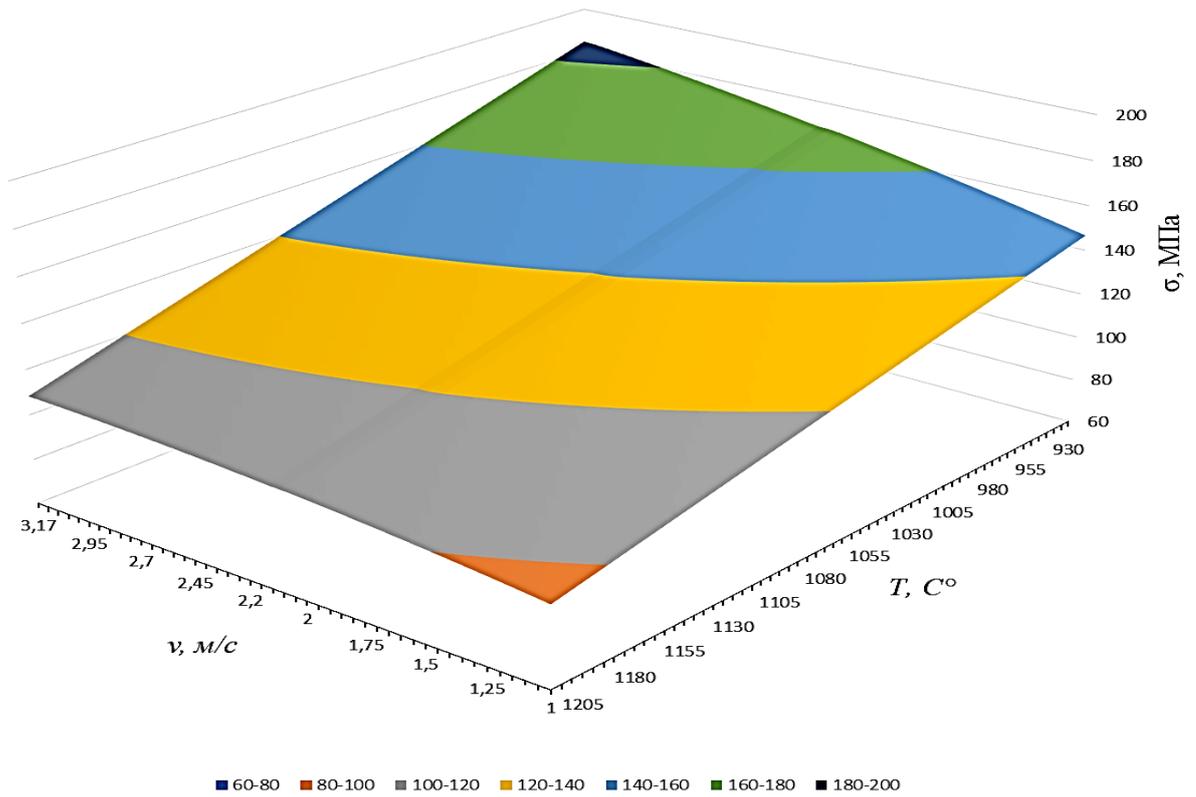


а

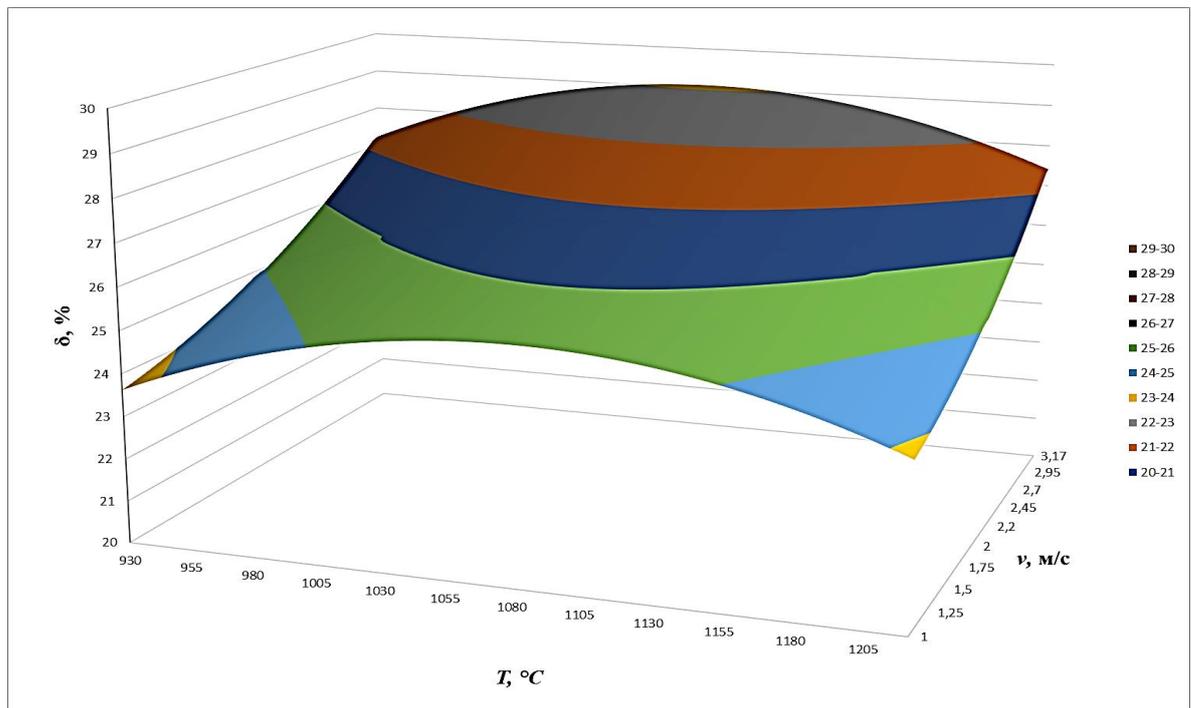


б

Рисунок 8 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $t-v$ при $\varepsilon=6\%$; $m=0,8$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=6\%$; $m=0,8$

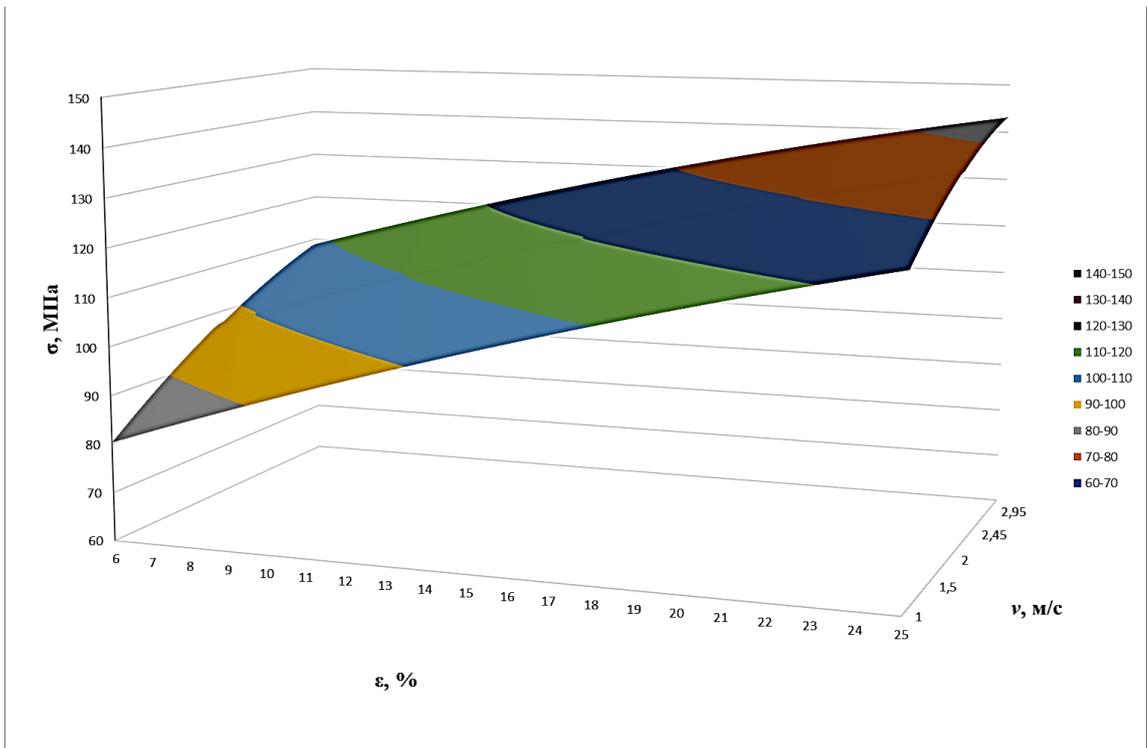


а

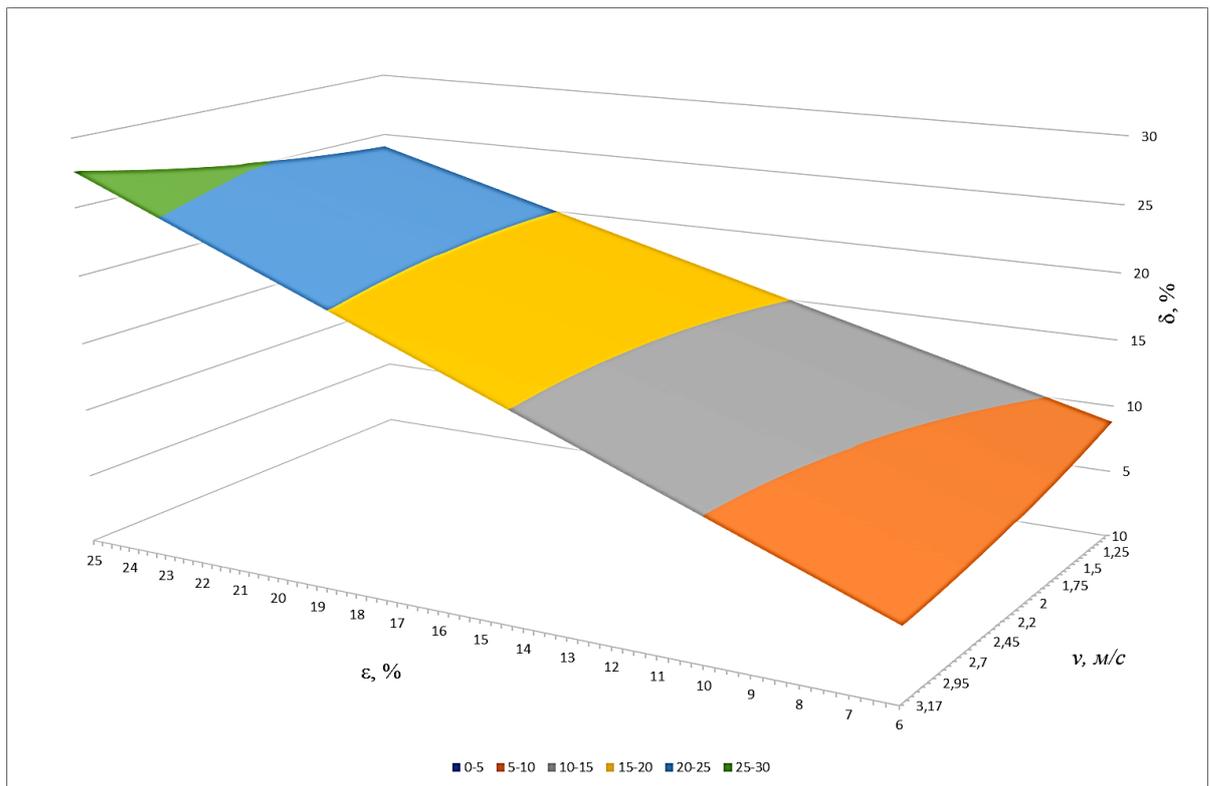


б

Рисунок 9 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $t-v$ при $\varepsilon=25\%$; $m=0,5$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ $\varepsilon=25\%$; $m=0,5$

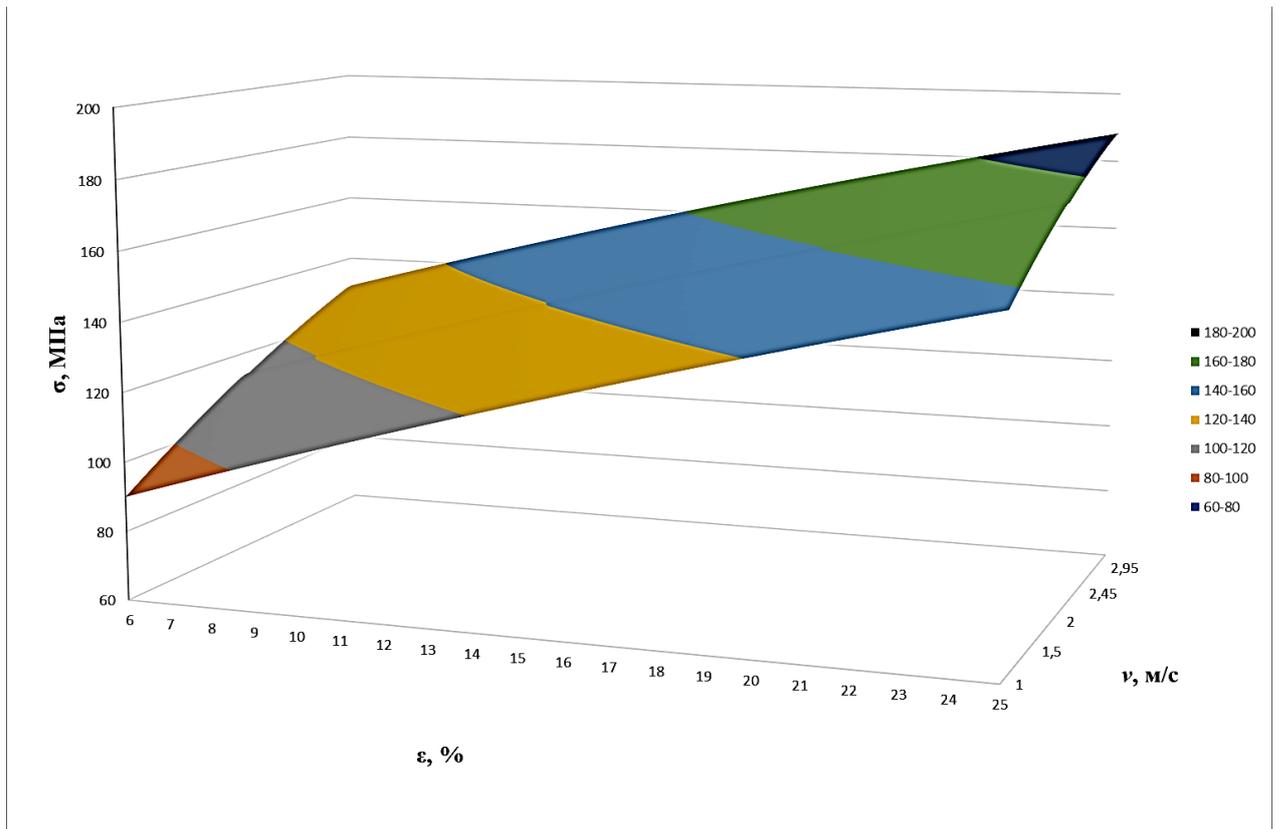


а

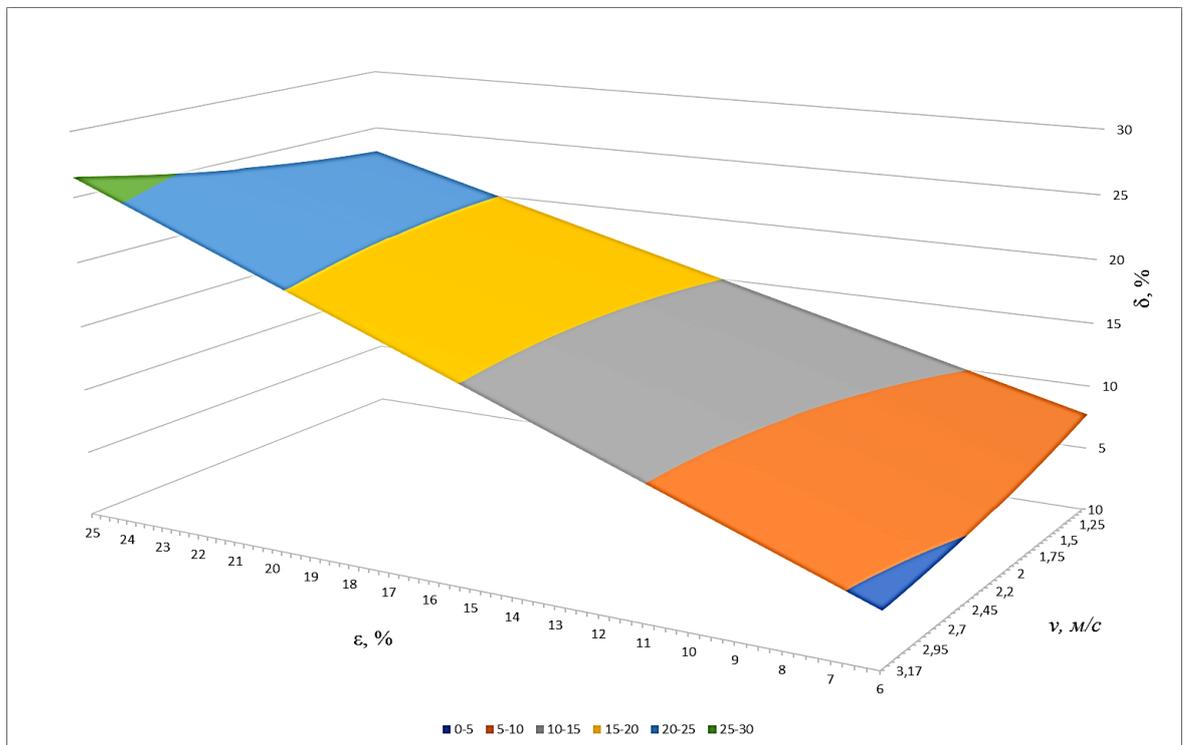


б

Рисунок 10 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ε - v при $t=1075^{\circ}\text{C}$; $m=0,625$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t - v $t=1075^{\circ}\text{C}$; $m=0,625$

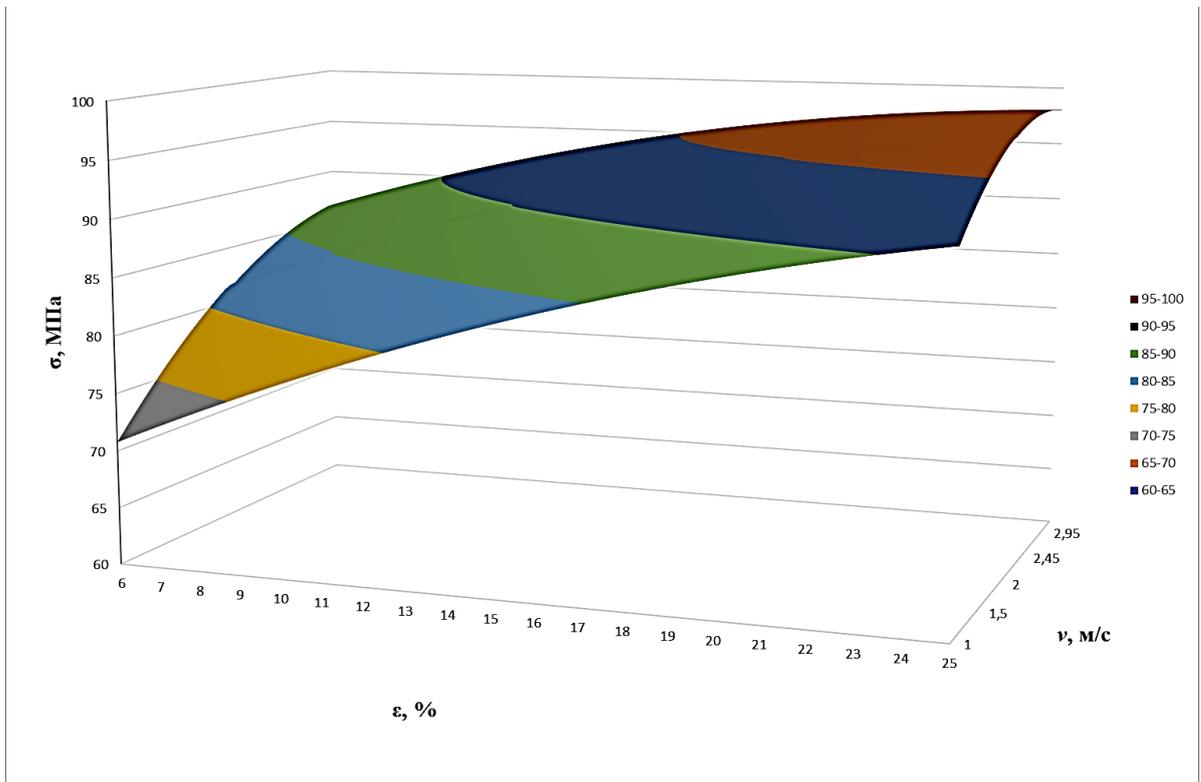


а

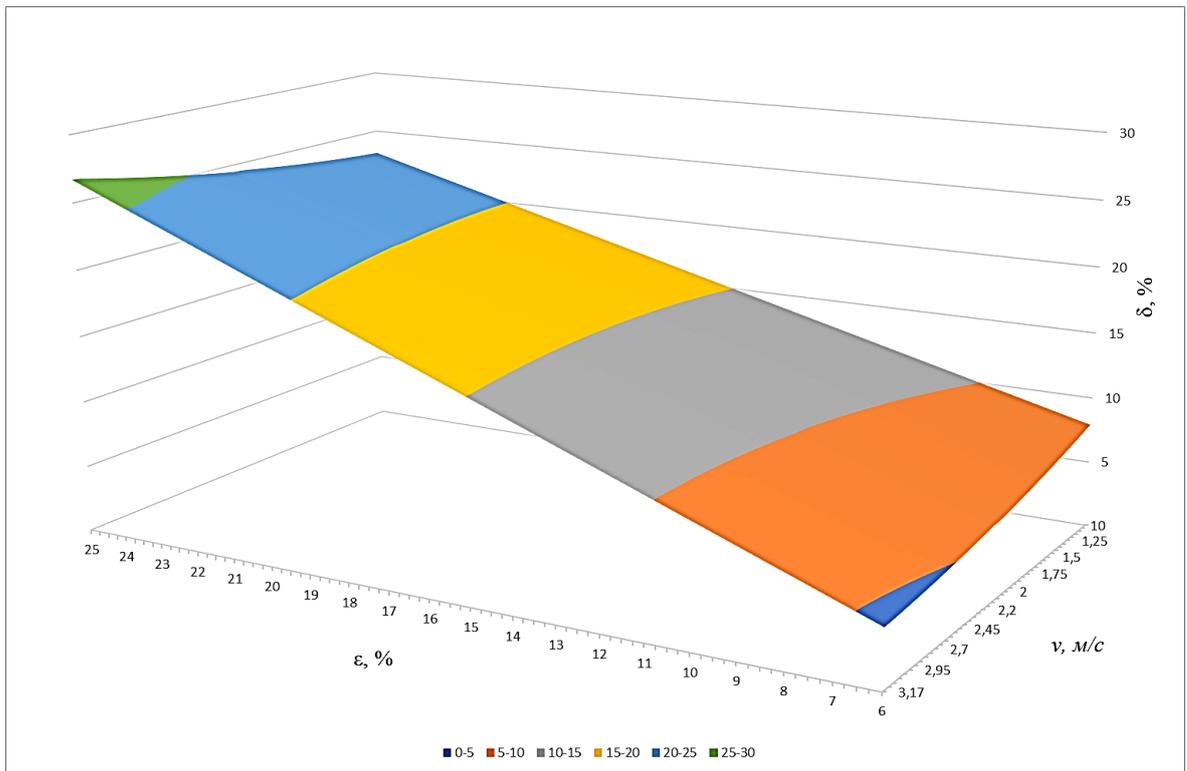


б

Рисунок 11 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ε - v при $t=930^{\circ}\text{C}$; $m=0,625$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t - v $t=930^{\circ}\text{C}$; $m=0,625$

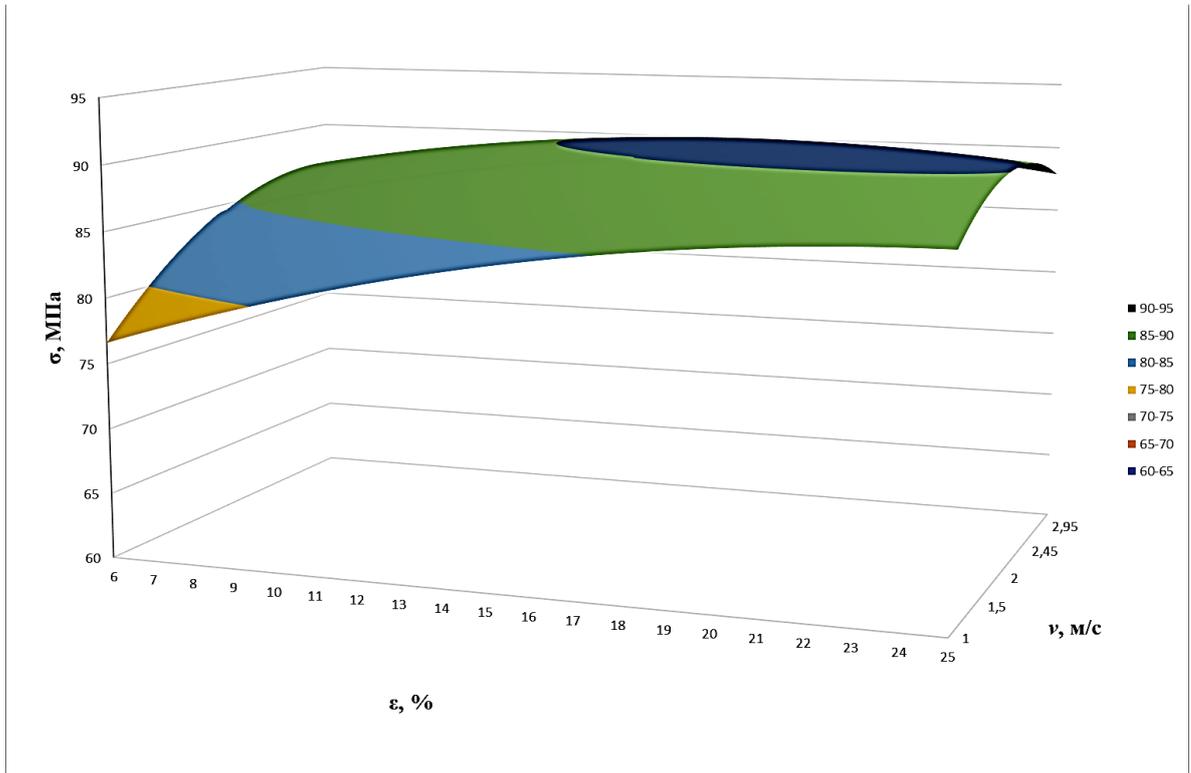


а

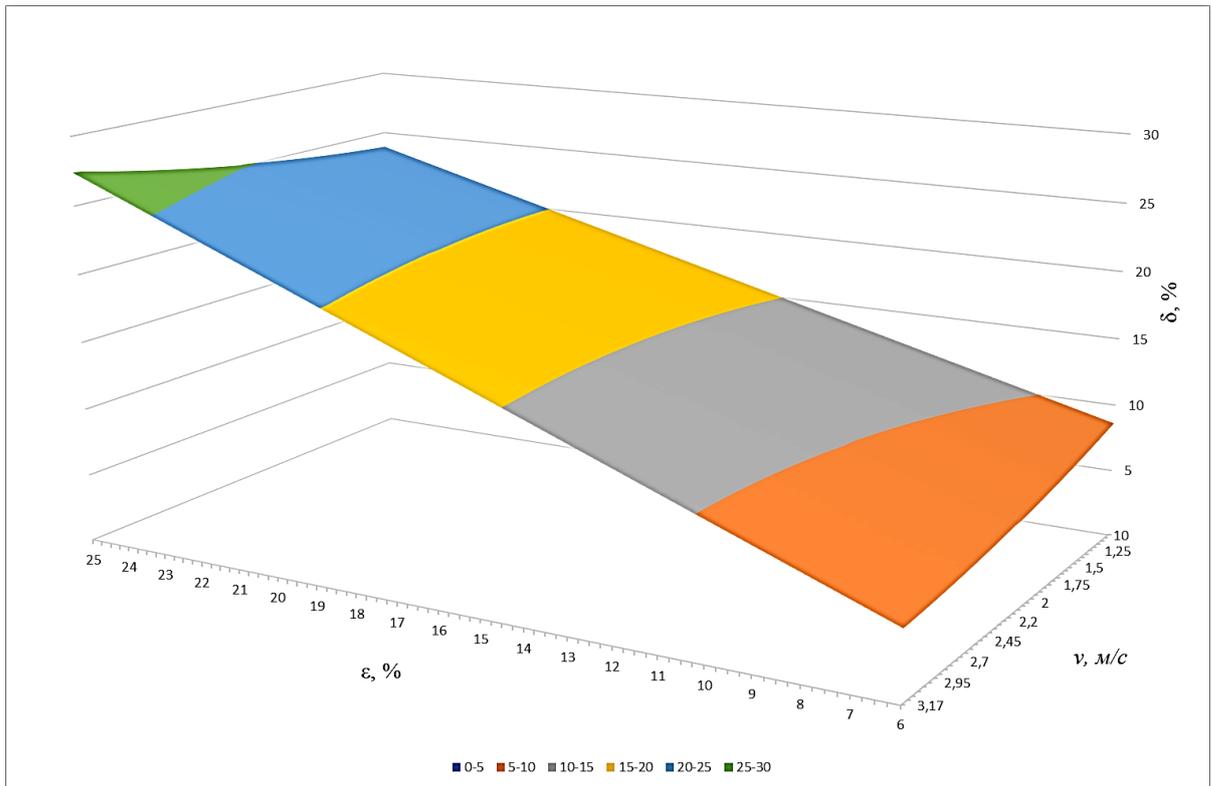


б

Рисунок 12 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ϵ - v при $t=1220^\circ\text{C}$; $m=0,625$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t - v $t=1220^\circ\text{C}$; $m=0,625$

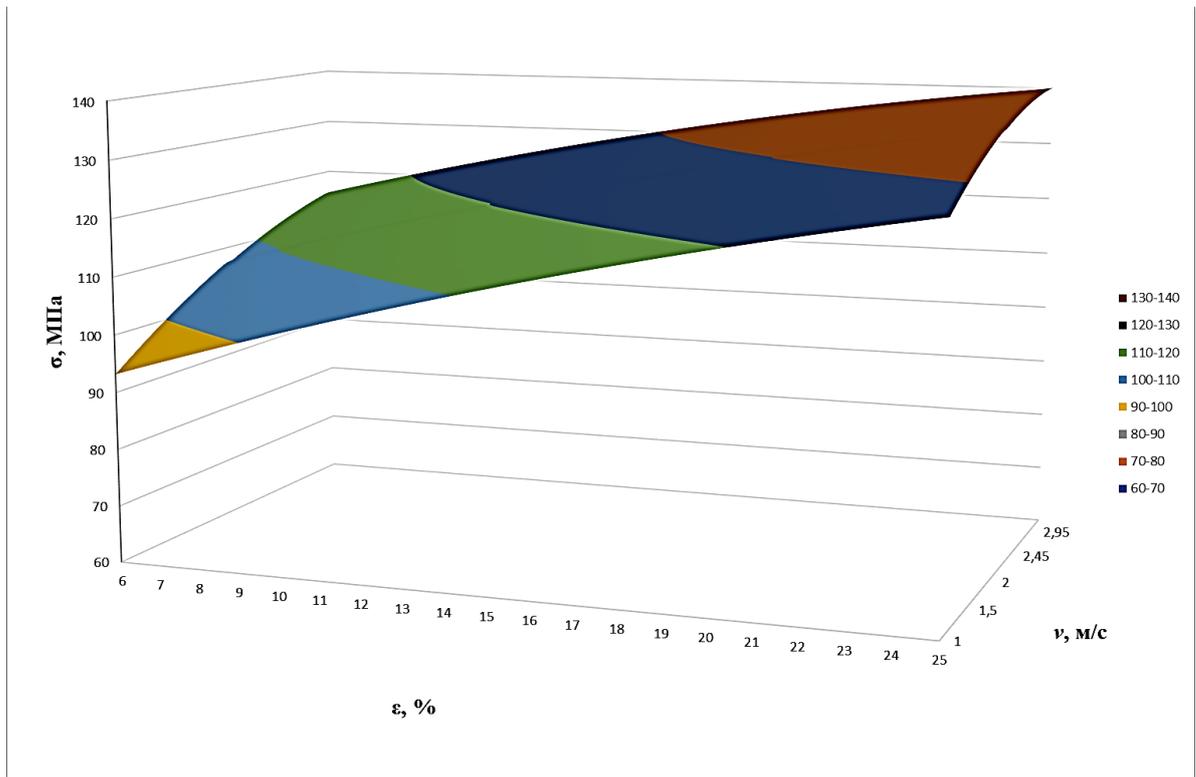


а

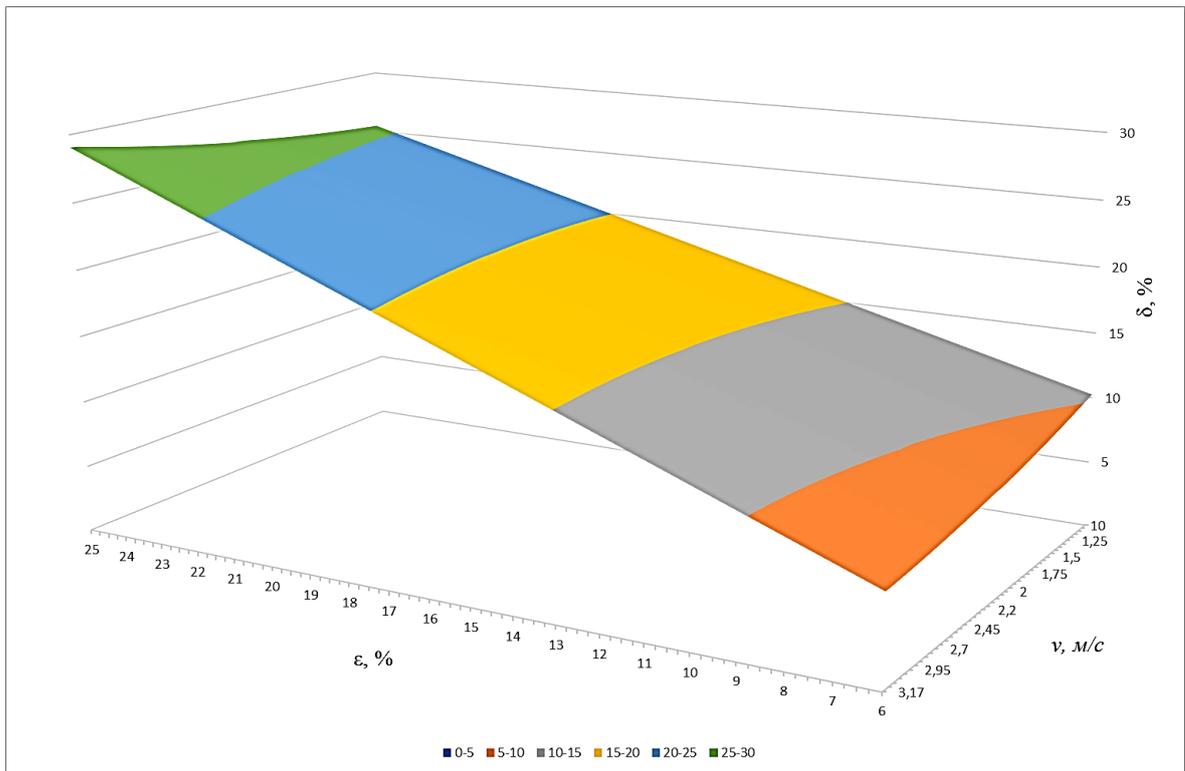


б

Рисунок 13 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ϵ – v при $t=1220^{\circ}\text{C}$; $m=0,8$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t – v $t=1220^{\circ}\text{C}$; $m=0,8$

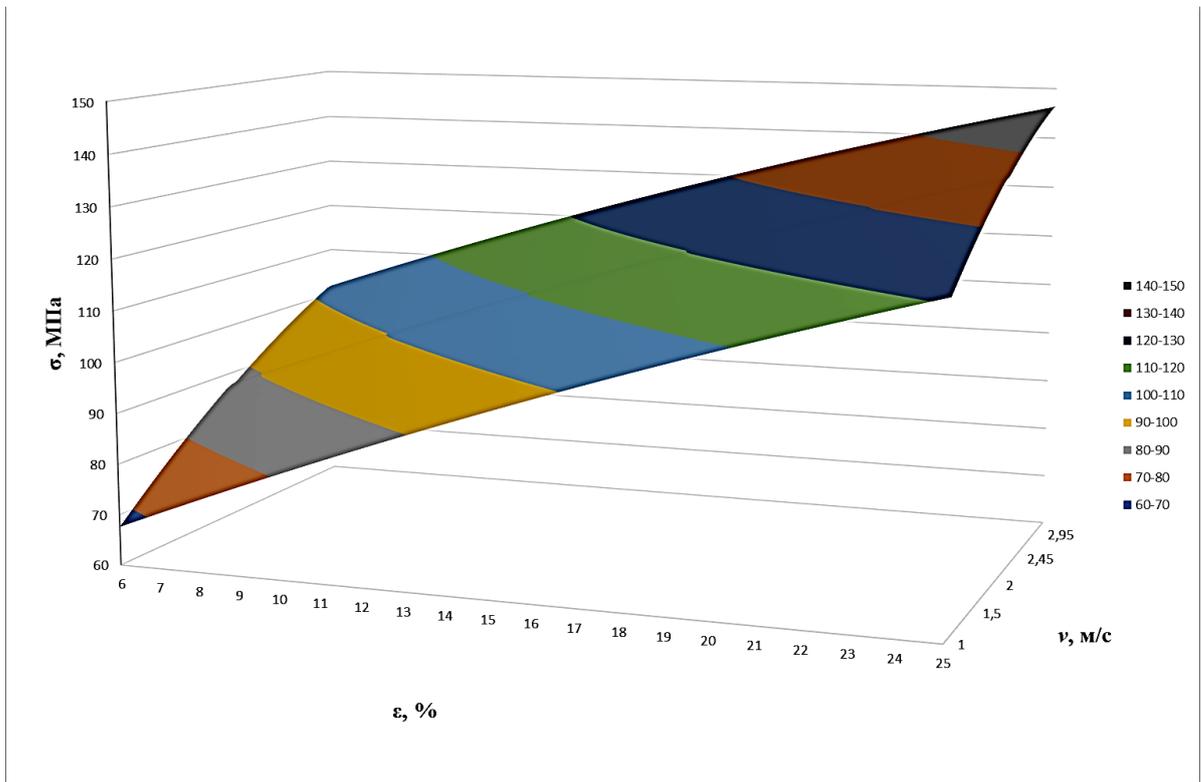


а

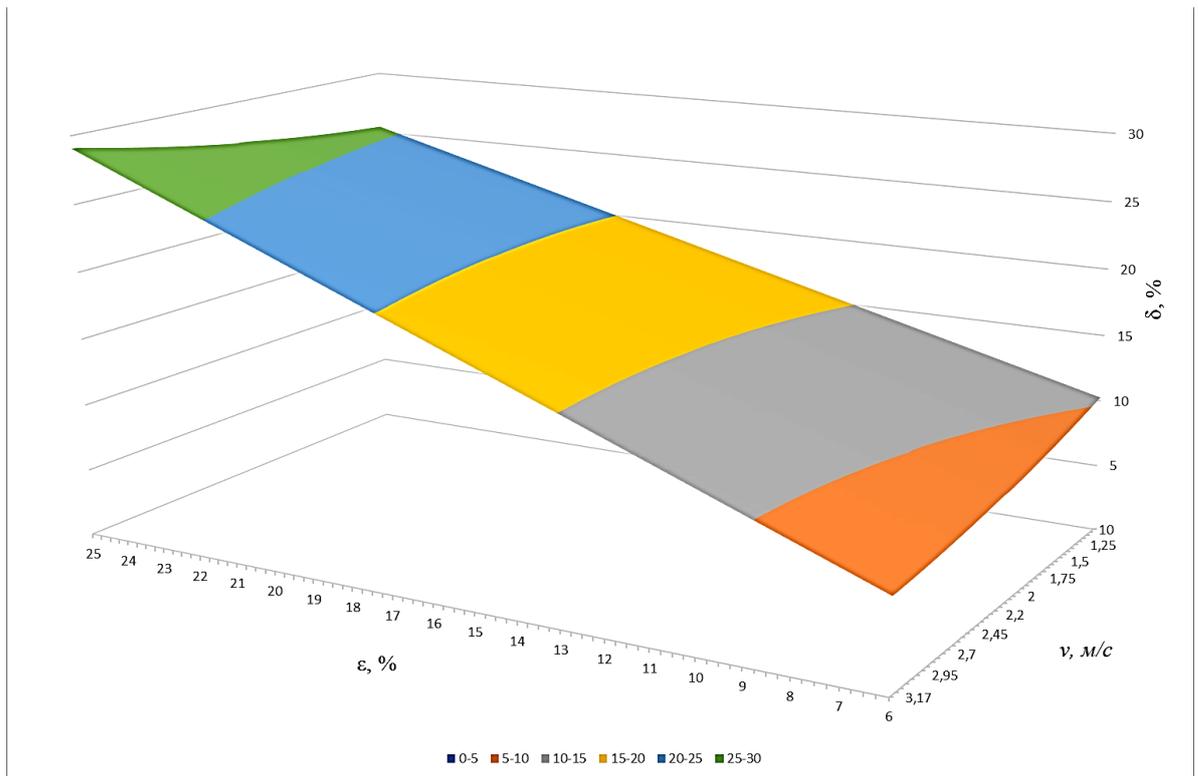


б

Рисунок 14 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ε – v при $t=1075^{\circ}\text{C}$; $m=0,8$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t – v $t=1075^{\circ}\text{C}$; $m=0,8$

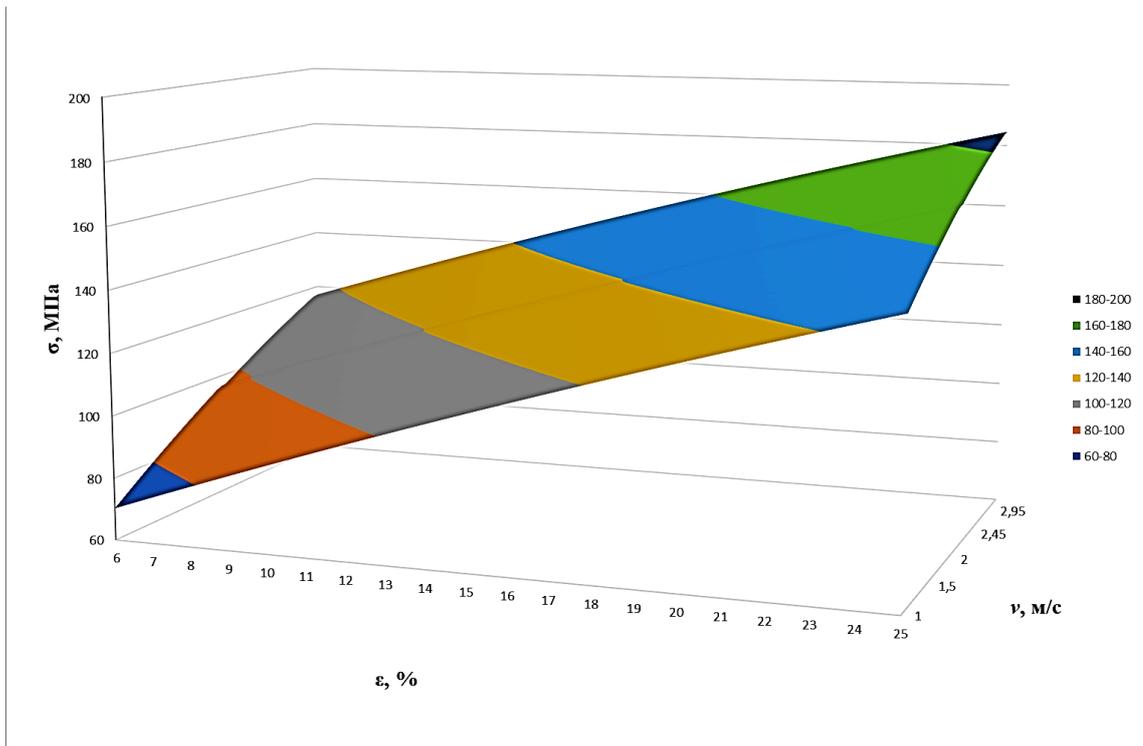


а

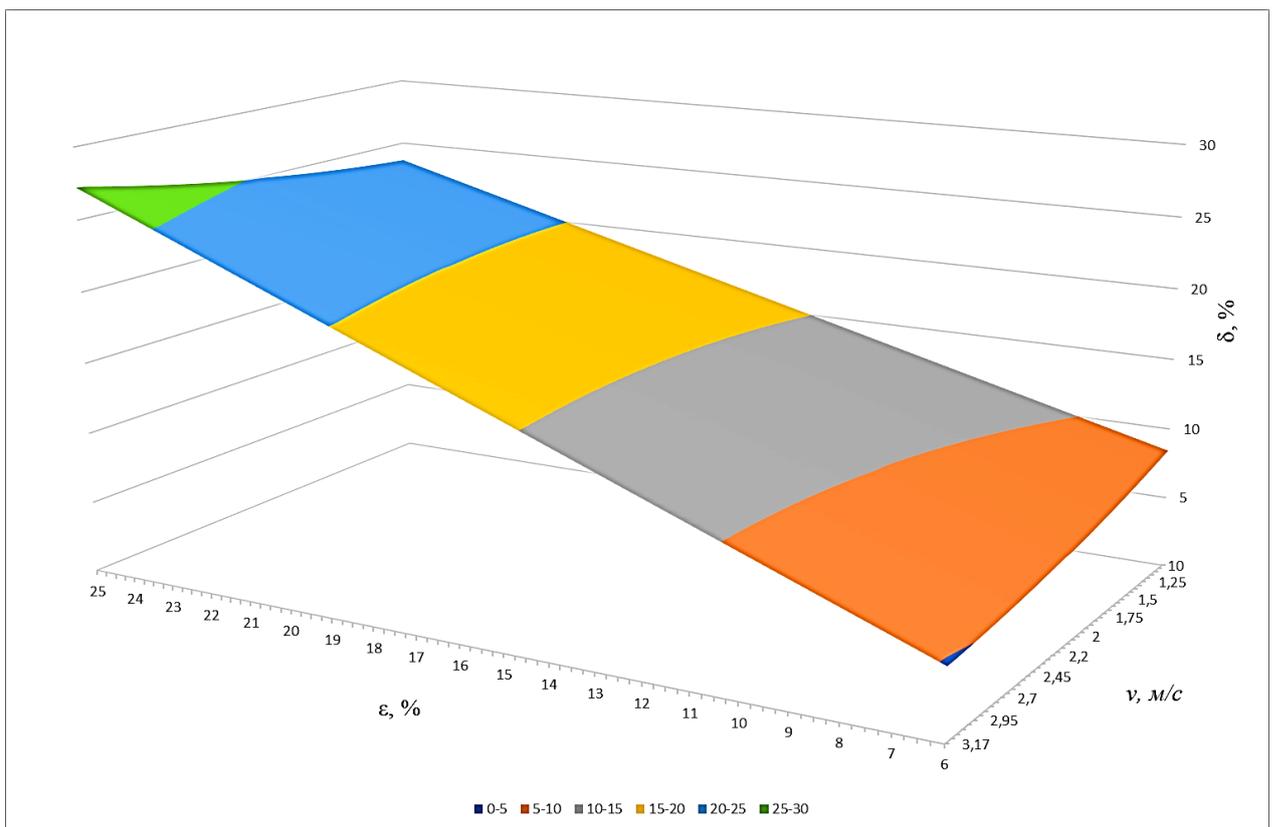


б

Рисунок 15 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах $\epsilon-v$ при $t=1075^\circ\text{C}$; $m=0,5$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах $t-v$ при $t=1075^\circ\text{C}$; $m=0,5$

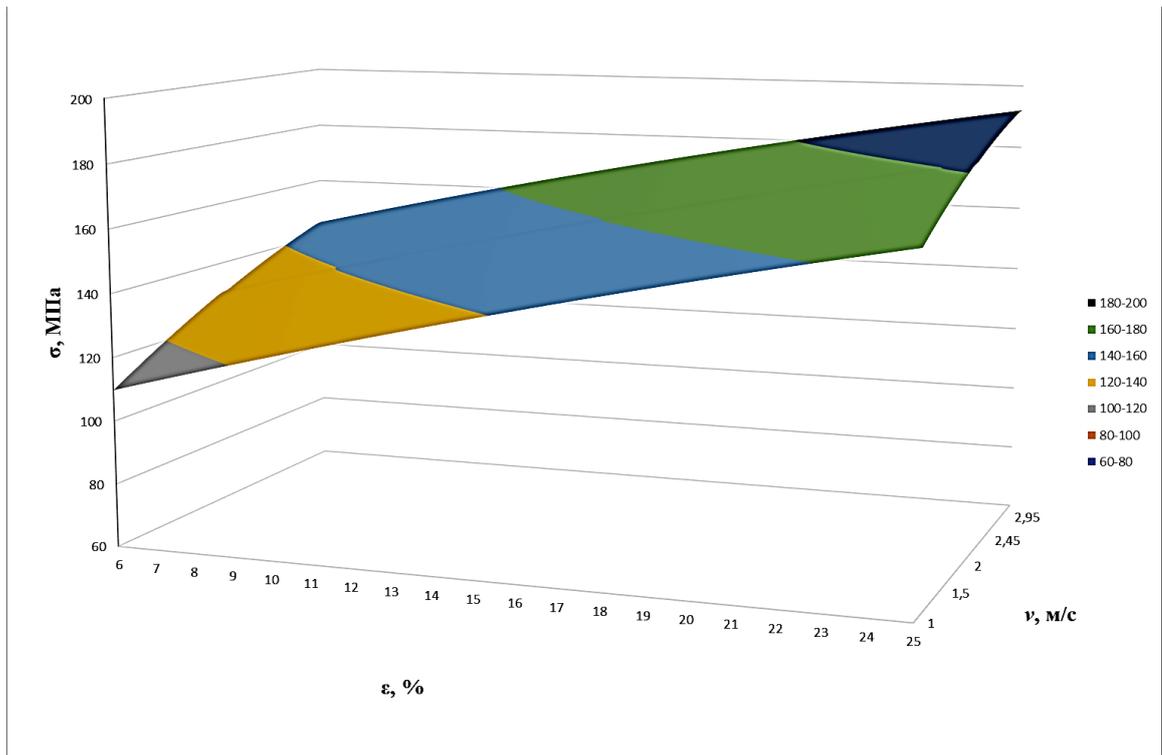


а

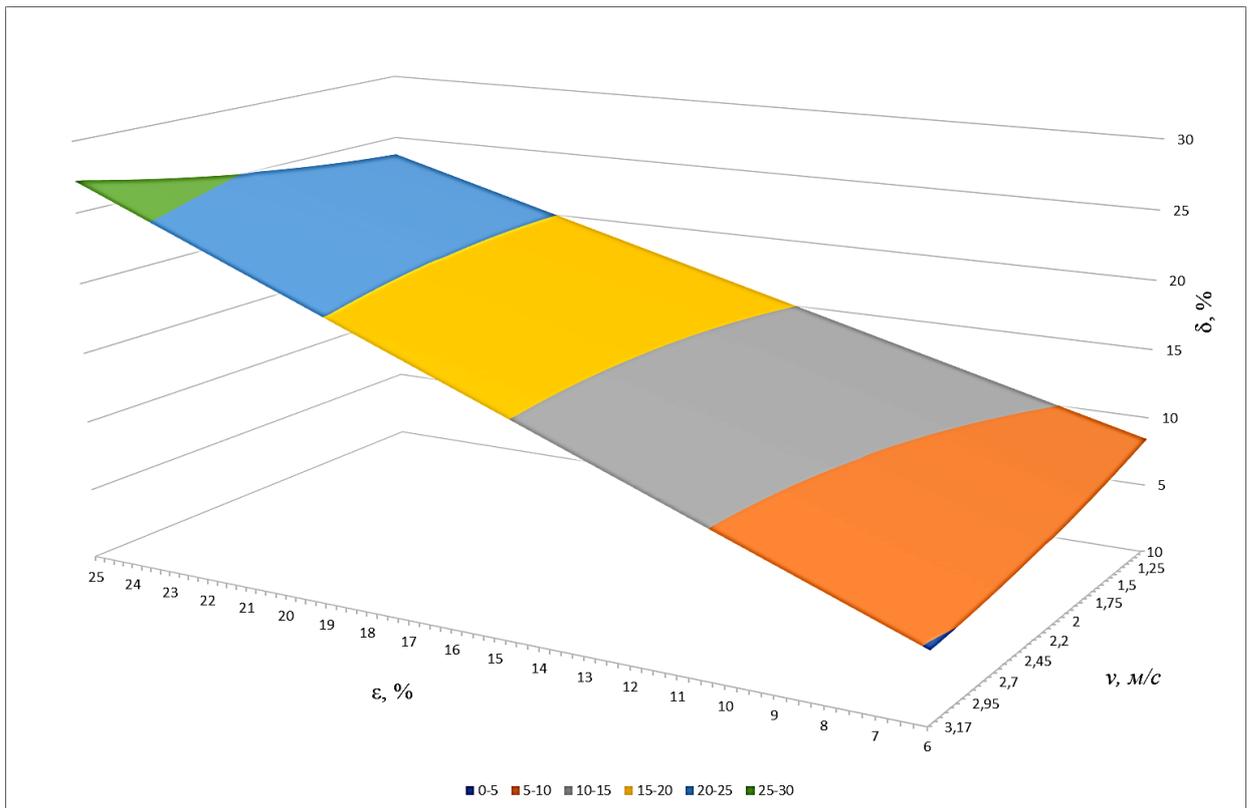


б

Рисунок 16 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ϵ - v при $t=930^\circ\text{C}$; $m=0,5$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t - v $t=930^\circ\text{C}$; $m=0,5$

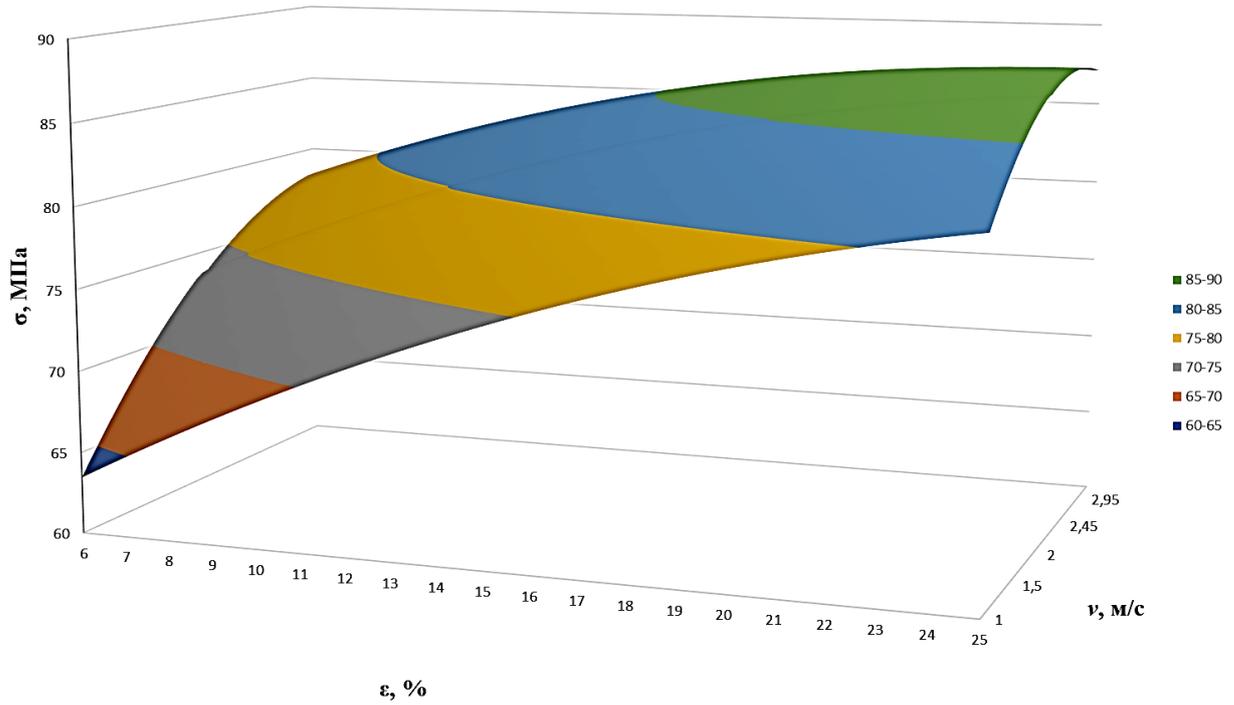


а

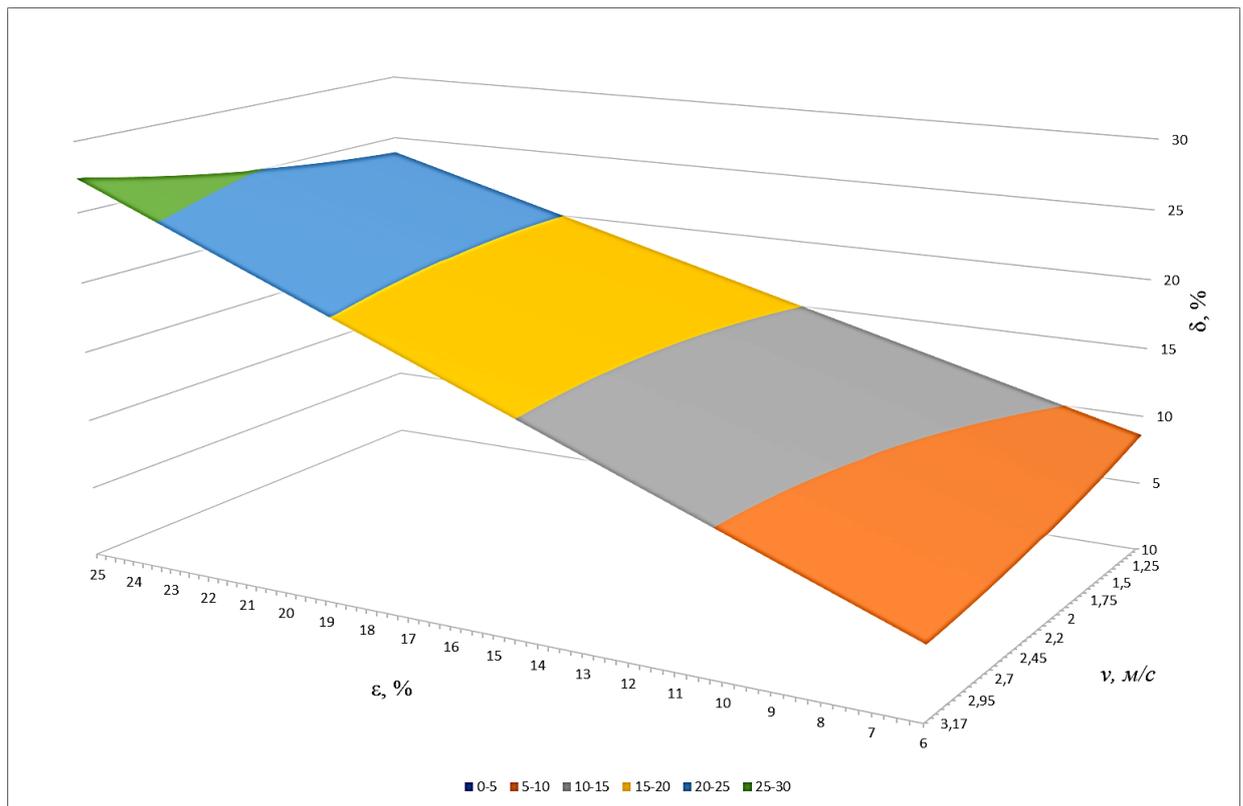


б

Рисунок 17 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ε - v при $t=930^{\circ}\text{C}$; $m=0,8$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t - v $t=930^{\circ}\text{C}$; $m=0,8$



а



б

Рисунок 18 – Поверхности отклика регрессионных моделей: а – зависимость напряжений в очаге деформаций ЛП в координатах ϵ - v при $t=1220^{\circ}\text{C}$; $m=0,5$; б – изменение толщины ЛП в % после прохода в координатах t - v $t=1220^{\circ}\text{C}$; $m=0,5$

ПРИЛОЖЕНИЕ №2

Статистический анализ

Таблица 1 – Оценка нормальности распределения

Переменная	Min	Max	Оценка нормальности	
			по критерию Колмогорова-Смирнова; критерию Лиллиефорса	по критерию Шапиро-Уилка
C	0,05	0,09	d=0,51376, p<0,01; p<0,01	W=0,33519, p=0,0000
Si	0,025	0,34	d=0,33701, p<0,01; p<0,01	W=0,72365, p=0,00000
Mn	1,6	1,7	d=0,32423, p<0,01; p<0,01	W=0,83605, p=0,00000
S	0,001	0,003	d=0,45191, p<0,01; p<0,01	W=0,58641, p=0,00000
P	0,006	0,013	d=0,31055, p<0,01; p<0,01	W=0,86610, p=0,00000
Cr	0,02	0,07	d=0,32548, p<0,01; p<0,01	W=0,78176, p=0,00000
Ni	0,15	0,23	d=0,31630, p<0,01; p<0,01	W=0,78211, p=0,00000
Cu	0,1	0,16	d=0,35155, p<0,01; p<0,001	W=0,72926, p=0,00000
Al	0,03	0,045	d=0,30116, p<0,01; p<0,01	W=0,79197, p=0,00000
Ti	0,016	0,027	d=0,28700, p<0,01; p<0,01	W=0,85577, p=0,00000
B	0,002	0,005	d=0,54058, p<0,01; p<0,01	W=0,20424, p=0,0000
Mo	0,002	0,18	d=0,29241, p<0,01; p<0,01	W=0,76060, p=0,00000
V	0,002	0,009	d=0,28605, p<0,01; p<0,01	W=0,82841, p=0,00000
Nb	0,045	0,058	d=0,31081, p<0,01; p<0,01	W=0,80228, p=0,00000
Sn	0,0019	0,0076	d=0,28061, p<0,01; p<0,01	W=0,72326, p=0,00000
KCU при -60°C	268	414	d=0,40131, p<0,01; p<0,01	W=0,48991, p=0,00000
KCV при -20°C	271	390	d=0,36678, p<0,01; p<0,01	W=0,40252, p=0,0000
ИПГ при -20°C	80	100	d=0,44796, p<0,01; p<0,01	W=0,29548, p=0,0000
Балл полосчатости	1	3	d=0,54058, p<0,01; p<0,01	W=0,20424, p=0,0000

Таблица 2 – Оценка значимости взаимосвязей

Отмечены корреляции при уровне значимости $p < 0,05000$.				
Пары переменных		Коэффициент корреляции	t(N-2)	Уровень значимости
КСV при -60°C	C	0,043613	2,13372	0,032967
КСV при -60°C	Si	0,063683	3,11897	0,001837
КСV при -60°C	Mn	0,025686	0,91207	0,361905
КСV при -60°C	S	-0,021709	-0,84798	0,396582
КСV при -60°C	P	-0,074195	-2,93575	0,003376
КСV при -60°C	Cr	0,102316	3,65102	0,000272
КСV при -60°C	Ni	0,056432	2,00633	0,045035
КСV при -60°C	Cu	0,008246	0,29273	0,769778
КСV при -60°C	Al	-0,016749	-0,54694	0,584537
КСV при -60°C	Ti	-0,017250	-0,56330	0,573348
КСV при -60°C	B	0,030190	0,98614	0,324289
КСV при -60°C	Mo	0,111812	4,08021	0,000048
КСV при -60°C	V	-0,104375	-3,80575	0,000148
КСV при -60°C	Nb	-0,072702	-2,64340	0,008305
КСV при -60°C	Sn	-0,027383	-0,99335	0,320723
КСV при -20°C	C	-0,060644	-2,96960	0,003012
КСV при -20°C	Si	-0,037276	-1,82320	0,068398
КСV при -20°C	Mn	0,158047	5,68152	0,000000
КСV при -20°C	S	-0,007012	-0,27383	0,784252
КСV при -20°C	P	-0,025615	-1,01106	0,312147
КСV при -20°C	Cr	0,155652	5,59326	0,000000
КСV при -20°C	Ni	-0,003064	-0,10875	0,913420
КСV при -20°C	Cu	-0,014971	-0,53147	0,595190
КСV при -20°C	Al	0,097739	3,20650	0,001384
КСV при -20°C	Ti	0,142618	4,70453	0,000003
КСV при -20°C	B	-0,045082	-1,47342	0,140933
КСV при -20°C	Mo	0,086416	3,14547	0,001695
КСV при -20°C	V	-0,027762	-1,00711	0,314065
КСV при -20°C	Nb	0,005306	0,19240	0,847458
КСV при -20°C	Sn	-0,081132	-2,95182	0,003215
σ_B	C	0,061984	3,03544	0,002428
σ_B	Si	0,134412	6,62988	0,000000
σ_B	Mn	0,128880	4,61326	0,000004
σ_B	S	0,027669	1,08092	0,279904
σ_B	P	-0,010563	-0,41681	0,676876
σ_B	Cr	0,141553	5,07575	0,000000
σ_B	Ni	0,139665	5,00668	0,000001
σ_B	Cu	0,113243	4,04575	0,000055

σ_B	Al	0,020617	0,67329	0,500908
σ_B	Ti	0,121938	4,01116	0,000065
σ_B	B	-0,057169	-1,86959	0,061814
σ_B	Mo	0,249943	9,36077	0,000000
σ_B	V	-0,129149	-4,72288	0,000003
σ_B	Nb	-0,030757	-1,11588	0,264678
σ_B	Sn	-0,031706	-1,15031	0,250224
σ_B	C	0,067190	3,29150	0,001011
σ_B	Si	0,133432	6,58063	0,000000
σ_B	Mn	0,188171	6,80088	0,000000
σ_B	S	0,011151	0,43551	0,663257
σ_B	P	0,038839	1,53371	0,125304
σ_B	Cr	0,176182	6,35320	0,000000
σ_B	Ni	0,092532	3,29870	0,000998
σ_B	Cu	0,046107	1,63837	0,101595
σ_B	Al	0,186095	6,18395	0,000000
σ_B	Ti	0,303817	10,41166	0,000000
σ_B	B	-0,108040	-3,54824	0,000405
σ_B	Mo	0,260074	9,76716	0,000000
σ_B	V	-0,086701	-3,15591	0,001636
σ_B	Nb	0,065574	2,38303	0,017312
σ_B	Sn	-0,083820	-3,05031	0,002332
ИПГ при -20°C	C	0,025939	1,26134	0,207310
ИПГ при -20°C	Si	-0,012877	-0,62600	0,531375
ИПГ при -20°C	Mn	-0,027877	-0,98202	0,326284
ИПГ при -20°C	S	-0,017932	-0,69440	0,487539
ИПГ при -20°C	P	-0,014712	-0,57571	0,564895
ИПГ при -20°C	Cr	0,063174	2,22904	0,025990
ИПГ при -20°C	Ni	0,021690	0,76398	0,445025
ИПГ при -20°C	Cu	0,001907	0,06717	0,946459
ИПГ при -20°C	Al	-0,069120	-2,24083	0,025246
ИПГ при -20°C	Ti	-0,084525	-2,74351	0,006183
ИПГ при -20°C	B	-0,074194	-2,40620	0,016292
ИПГ при -20°C	Mo	-0,019892	-0,71597	0,474142
ИПГ при -20°C	V	0,030521	1,09886	0,272035
ИПГ при -20°C	Nb	0,146416	5,32635	0,000000
ИПГ при -20°C	Sn	-0,060844	-2,19360	0,028441
Балл полосчатости	C	-0,132967	-6,55733	0,000000
Балл полосчатости	Si	-0,152811	-7,55776	0,000000
Балл полосчатости	Mn	0,020742	0,73643	0,461604
Балл полосчатости	S	-0,116923	-4,59752	0,000005
Балл полосчатости	P	-0,158492	-6,33398	0,000000
Балл полосчатости	Cr	0,105751	3,77497	0,000167
Балл полосчатости	Ni	0,033312	1,18312	0,236983
Балл полосчатости	Cu	-0,044263	-1,57272	0,116034
Балл полосчатости	Al	-0,059825	-1,95678	0,050634

Балл полосчатости	Ti	0,001263	0,04124	0,967115
Балл полосчатости	B	-0,169892	-5,62875	0,000000
Балл полосчатости	Mo	-0,059655	-2,16713	0,030404
Балл полосчатости	V	-0,052283	-1,89853	0,057845
Балл полосчатости	Nb	0,031818	1,15438	0,248553
Балл полосчатости	Sn	-0,043350	-1,57349	0,115845
σ_T	C	-0,003871	-0,18922	0,849939
σ_T	Si	0,064057	3,13737	0,001725
σ_T	Mn	0,095678	3,41188	0,000666
σ_T	S	0,004916	0,19198	0,847786
σ_T	P	-0,002789	-0,11007	0,912369
σ_T	Cr	0,067797	2,41210	0,016003
σ_T	Ni	-0,037983	-1,34924	0,177501
σ_T	Cu	-0,027768	-0,98606	0,324293
σ_T	Al	0,124255	4,08857	0,000047
σ_T	Ti	0,309946	10,64378	0,000000
σ_T	B	-0,153499	-5,07178	0,000000
σ_T	Mo	0,157606	5,78759	0,000000
σ_T	V	-0,118917	-4,34311	0,000015
σ_T	Nb	0,031199	1,13193	0,257872
σ_T	Sn	-0,142357	-5,21541	0,000000

Таблица 3 – Матрица корреляции при выборочном анализе

	КС U- 60° С	КСV - 20°С	ИПГ - 20°С	Балл полосча тости	С	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	B	Mo	V	Nb	Sn
КСU- 60°С		0.442 ***	0.702 ***	0.505** *	0.1 27	- 0.256 *	- 0.322 **	0.092	- 0.253 *	- 0.234 *	- 0.181	- 0.178	- 0.289 **	- 0.108	- 0.119	-0.2*	- 0.161	-0.2*	- 0.213 *
КСV- 20°С			0.406 ***	0.541** *	- 0.0 57	- 0.018	- 0.103	-0.05	0.017	0.025	0.069	0.061	- 0.053	- 0.072	0.041	0.045	- 0.014	0.046	0.035
ИПГ- 20°С				0.48***	0.2 14*	- 0.151	- 0.293 **	0.158	- 0.129	- 0.071	0.001	0.015	- 0.426 ***	- 0.334 ***	- 0.247 *	-0.15	0.029	- 0.047	- 0.018
Балл полосча тости С					- 0.0 8	0.138	0.127	0.062	0.319 **	0.397 ***	0.436 ***	0.458 ***	0.1	- 0.434 ***	0.291 **	0.294 **	0.264 **	0.367 ***	0.431 ***
Si					- 0.329 ***	- 0.326 ***	- 0.031	- 0.3**	0.182	0.125	0.249 *	0.3**	0.085	- 0.418 ***	- 0.234 *	0.036	- 0.246 *	- 0.304 **	
Mn							0.605 ***	- 0.379 ***	0.557 ***	0.693 ***	0.672 ***	0.73* **	0.624 ***	0.163	0.141	0.589 ***	0.578 ***	0.779 ***	0.716 ***
S								- 0.383 ***	0.599 ***	0.566 ***	0.481 ***	0.535 ***	0.759 ***	- 0.094	0.208 *	0.373 ***	0.445 ***	0.603 ***	0.583 ***
P								- 0.056	- 0.24*	- 0.21*	- 0.218 *	- 0.497 ***	- 0.163	0.025	- 0.265 **	- 0.17	- 0.277 **	- 0.143	
Cr									0.832 ***	0.796 ***	0.801 ***	0.581 ***	- 0.181	0.182	0.794 ***	0.761 ***	0.78* **	0.872 ***	
Ni										0.971 ***	0.966 ***	0.641 ***	- 0.279 **	0.159	0.854 ***	0.874 ***	0.961 ***	0.969 ***	
Cu											0.962 ***	0.573 ***	- 0.265 **	0.196	0.875 ***	0.835 ***	0.936 ***	0.946 ***	
Al												0.572 ***	- 0.307 **	0.224 *	0.826 ***	0.811 ***	0.929 ***	0.976 ***	
Ti													0.128 *	0.206 ***	0.679 ***	0.538 ***	0.665 ***	0.604 ***	
B														- 0.225 *	0.088	0.135	0.182	0.319 **	
Mo															0.199 *	- 0.276 **	0.073	0.19	
V																0.747 ***	0.809 ***	0.837 ***	
Nb																	0.876 ***	0.83* **	
																		0.942 ***	

Уровень значимости: * - p<0,05, ** - p<0,01, *** - p<0,001

Акты внедрения

229991

ММК СМК НТЦ (45)-9-1

УТВЕРЖДАЮ
 Главный специалист группы
 по развитию НТЦ ПАО «ММК»

С.В. Денисов

(подпись, дата) М.П.
 23.11.2018

АКТ ВНЕДРЕНИЯ
результатов работ по договору № 229991 от 23.11.2016 г.
с ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

по теме: «Разработка и внедрение в ПАО «ММК» методики оценки ликвационных полос в листовом прокате и выработка рекомендаций по совершенствованию сквозной технологии производства с целью минимизации ликвационных полос в готовом прокате»

(Работа проводится в рамках раздела I «Индустрия наносистем», пункта 5 «Технологии получения и обработки конструкционных наноматериалов», подпункта 11 «Разработка конструкционных малолегированных хладостойких и коррозионностойких сталей бейнитного и мартенситного классов для магистральных нефте- и газопроводов» «Перечня научных исследований и опытно-конструкторских разработок, расходы налогоплательщика на которые в соответствии с п.7 ст. 262 части второй НК РФ включаются в состав прочих расходов в размере фактических затрат с коэффициентом 1,5», утвержденного Постановлением Правительства РФ от 24.12.2008 № 988)

Краткое описание выполненной работы

Проведён литературный обзор и патентный поиск по тематике НИОКР. Разработана и утверждена программа отбора проб и проведения испытаний для оценки химической неоднородности (ликвации) (ХН(Л)). Создана ликвационная шкала, характеризующая наличие, вид и степень остаточной ХН(Л). Разработана методика оценки ХН(Л) готового толстолистового и широкополосного проката, в том числе с применением систем анализа изображений структуры. Оценено влияние ХН(Л) на механические свойства готового проката. Выполнен макроанализ темплетов. Проведено моделирование основных стадий производства проката с изучением влияния технологических параметров на изменение ХН(Л). Определены ключевые параметры сквозной технологии, влияющие на формирование и трансформацию ХН(Л) в готовом прокате. Разработаны рекомендации по совершенствованию сквозной технологии производства готового проката с улучшающим воздействием на свойства. Подготовлено технологическое письмо ТД-0625 от 13.11.2017 г. Произведены опытно-промышленные партии проката в условиях ПТЛ и ЛПЦ-4 по усовершенствованным режимам. Проведены испытания механических свойств проката опытных партий.

Полученный результат

Утверждена и принята к использованию в ЦЛК методика оценки ХН(Л) готового толстолистового и широкополосного проката (в том числе с применением систем анализа изображений структуры металла), содержащая ликвационную шкалу, характеризующую наличие, вид и степень остаточной ХН(Л) в прокате. Выявлены ключевые параметры сквозной технологии, влияющие на изменение ХН(Л) в готовом прокате. Разработаны рекомендации по совершенствованию сквозной технологии производства готового проката в системе ККЦ-ПТЛ (ШСГП) с применением методики оценки ХН(Л). Получены результаты оценки макроструктуры слябов и механических свойств проката опытных партий: осевая ХН(Л) снизилась на 6,5%, осевая рыхлость – на 1,5%; внутреннее трещинообразование – на 13,5%; устранено образование трещин на поверхности заготовок; предел прочности повысился на 8,1%, предел текучести – на 12,5%, относительное удлинение – на 16,6%, ударная вязкость – на 13,5%.

Способность к правовой охране полученного результата

Переданы в НТЦ материалы для подачи заявки на изобретение.

Дата фактического внедрения « 26 » 04 2018г.Срок полезного использования 24 месяцев

Научный руководитель

Д.Н. Чикишев

Согласовано:

Главный металлург

Д.В. Рабаджи

Начальник ККЦ

С.М. Добрынин

И.о. заместителя начальника ККЦ
по технологии

М.В. Злов

Главный специалист группы
по сталеплавильному производству НТЦ

В.А. Авраменко

Главный прокатчик

И.В. Селезнёв

И.о. начальника ПТЛ

В.С. Банщиков

И.о. заместителя начальника ПТЛ
по технологии

А.М. Овсов

Главный специалист группы
по прокатному производству НТЦ

Е.В. Брайчев

Начальник ЦЛК

А.В. Сарычев

И.о. ведущего специалиста НТЦ
по патентной деятельности

Е.И. Овчинникова

Куратор договора (от НТЦ)

23.04.2018

Л.П. Добрынина

Заместитель начальника
ЦЛК
В.Н. Яровой

В.П. Недезов
24.03.2018

С.М. Добрынин

УТВЕРЖДАЮ:

Начальник научно-технического
центра ПАО «ММК»


А.Д. Картунов

« 5 » апреля 2021 г.

АКТ

**использования результатов диссертационной работы
Пожидаевой Евгении Борисовны, представляемой на соискание
учёной степени кандидата технических наук**

Настоящим подтверждается, что результаты диссертационной работы на соискание учёной степени кандидата технических наук Пожидаевой Евгении Борисовны получены в рамках проведения НИОКР по договору № 229991 от 23.11.2016 г. на тему «Разработка и внедрение в ПАО «ММК» методики оценки ликвационных полос в листовом прокате и выработка рекомендаций по совершенствованию сквозной технологии производства с целью минимизации ликвационных полос в готовом прокате» (ответственный исполнитель).

Основные результаты работы:

– установлены закономерности влияния деформационных, скоростных и температурных параметров толстолистовой горячей прокатки непрерывнолитых слябов в диапазоне изменения температуры прокатываемого металла от 930 до 1220°C, окружной скорости рабочих валков от 1,00 до 3,17 м/с, величины обжатия за проход от 6 до 25% на показатели напряженно-деформированного состояния металла и трансформацию дефекта «ликвационная полоса» в готовом листе;

– построены регрессионные зависимости влияния содержания микролегирующих элементов в стали (Nb, V, Ti, Cr, Ni, Cu, Mo, B) на изменение механических и специальных свойств проката (прочность, трещиностойкость и др.) с учётом начального уровня осевой химической неоднородности и трансформации ликвационных полос при горячей прокатке.

Экономический эффект от внедрения результатов НИОКР составил 5,3 млн рублей.

Главный специалист группы
по развитию НТЦ ПАО «ММК»,
доктор технических наук


С.В. Денисов

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор по учебной работе
ФГБОУ ВО «МГТУ
им. Г.И. Носова», доктор
педагогических наук, профессор

О.Л. Назарова

«16» 03 2021 г.

**АКТ**

об использовании в учебном процессе ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» результатов диссертационной работы Пожидаевой Евгении Борисовны

Материалы диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук Пожидаевой Евгении Борисовны внедрены в учебный процесс на основании рекомендации методической комиссии института металлургии, машиностроения и материалообработки.

Материалы диссертационного исследования используются в образовательном процессе при подготовке бакалавров по направлению 22.03.02 «Металлургия», профиль подготовки «Обработка металлов и сплавов давлением (прокатное производство)», магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия», профили подготовки «Инжиниринг инновационных технологий в обработке материалов давлением» и «Прокатное производство», кадров высшей квалификации по направлению 22.06.01 «Технологии материалов», направленность «Обработка металлов давлением».

Результаты исследований используются при чтении лекций и проведении практических занятий по следующим дисциплинам: «Теория обработки металлов давлением», «Технологии производства листового проката», «Моделирование процессов прокатного производства», «Современные проблемы металлургии и материаловедения», «Методы описания и анализа формоизменения металлов и сплавов», «Проектирование инновационных технологий в процессах ОМД», «Энергоэффективные и материалосберегающие технологии перспективных процессов ОМД», а также при выполнении обучающимися научно-исследовательских работ, курсовых проектов, промежуточных и итоговых государственных аттестаций.

Результаты диссертационного исследования отражены в следующих учебно-методических изданиях:

- Современные технологии и методы испытаний материалов для магистральных нефтегазопроводов: учебное пособие / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева и др. - Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск, гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. 92 с.;

- Высокопрочные стали для труб большого диаметра и методы их испытаний: учебное пособие / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева и др. - М.: ФГУП НТЦ «Информрегистр», 2017; № гос. рег. 0321603999.

Внедрение результатов диссертационной работы Пожидаевой Е.Б. в учебный процесс позволит расширить компетенции и закрепить навыки, востребованные у работодателей, прежде всего крупных металлургических предприятий.

Председатель методической комиссии
института металлургии, машиностроения
и материалообработки,
заведующий кафедрой механики,
д-р техн. наук, доцент  А.С. Савинов

Заведующий кафедрой
технологий обработки материалов,
д-р техн. наук, профессор  А.Б. Моллер

Аспирант кафедры ТОМ  Е.Б. Пожидаева