

Казахский национальный исследовательский технический университет имени
К.И. Сатпаева

УДК 620.183.256.2А

На правах рукописи

АХМЕТОВА ГУЛЬЖАЙНАТ ЕСЕНЖОЛОНА

**Оптимизация фазового состава и структуры стали для производства
нефтегазопроводных труб**

6D071000 – Материаловедение и технология новых материалов

Диссертация на соискание степени
доктора философии (PhD)

Научные консультанты
Смагулов Д.У.,
докт. техн. наук, проф.
КазННТУ им. К.И. Сатпаева,
Республика Казахстан
Кудря А.В.,
докт. техн. наук, проф.
ННТУ «МНСС»,
Российская Федерация

Республика Казахстан
Алматы, 2018

СОДЕРЖАНИЕ

НОРМАТИВНЫЕ ССЫЛКИ	4
ОПРЕДЕЛЕНИЯ	5
ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ	6
ВВЕДЕНИЕ	7
1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА НЕФТЕГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ	17
1.1 Общие сведения о нефтегазопроводных трубах	17
1.2 Основные проблемы производства и эксплуатации нефтегазопроводных труб	21
1.3 Современные методы упрочнения труб нефтегазового сортамента	26
1.3.1 Методы выплавки и легирования трубных марок сталей	26
1.3.2 Методы нанесения защитных покрытий и наплавки	31
1.3.3 Методы термомеханического и термического упрочнения труб	33
1.3.4 Классификация структур трубных сталей	42
1.4 Методы повышения прочности и износостойкости резьбовых соединений труб	54
1.5 Применение математических и информационных (компьютерных) технологий для оптимизации качества труб нефтегазового сортамента	56
1.5.1 Применение математических методов для оптимизации качества	56
1.5.2 Информационные (компьютерные) технологии для оптимизации качества	57
Выводы по разделу 1	58
2 МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ	61
2.1 Методика определения химического состава	61
2.2 Методика исследования фазового состава и структуры стали	61
2.3 Исследования СЭМ	64
2.4 Методы определения механических свойств	65
2.5 Методика электролитно-плазменной обработки	69
2.6 Методика количественного анализа структур компьютеризированными процедурами	70
Выводы по 2 разделу	71
3 РАЗРАБОТКА КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ПРОЦЕДУР КОЛИЧЕСТВЕННОГО ОПИСАНИЯ СТРУКТУР ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ	72
3.1 Подготовка изображений структур для объективного количественного анализа	72
3.1.1 Бинаризации изображений структур	72
3.1.2 Фильтрация изображений структур	77
3.2 Составление алгоритма количественного описания структур трубных сталей	81
3.3 Оценка неоднородности структур трубных сталей и панорамная съемка	83

3.3.1	Измерение загрязненности структур трубных сталей неметаллическими включениями	83
3.3.2	Измерение полосчатости структур трубных сталей	85
3.4	Возможности и перспективы применения методики количественного анализа	92
	Выводы по 3 разделу	95
4	КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУР ТРУБНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БЕСШОВНЫХ ОБСАДНЫХ ТРУБ И НКТ	96
4.1	Сравнительный анализ структур сталей из образцов, термически упрочненных труб, прошедших эксплуатацию	96
4.2	Количественный анализ традиционных трубных марок стали для производства бесшовных обсадных и насосно-компрессорных труб	103
	Выводы по 4 разделу	109
5	ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТНО- ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТРУБНОЙ СТАЛИ 40Г	110
5.1	Разработка режима электролитно-плазменной обработки образца из трубной марки стали 40Г	109
5.2	Оценка структуры стали 40Г, обработанной электролитно- плазменным способом методом компьютеризированных процедур	113
	Выводы по 5 разделу	115
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	116
	СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	121
	ПРИЛОЖЕНИЕ А – Акты внедрения в учебный процесс	131
	ПРИЛОЖЕНИЕ Б – Диплом за лучший устный доклад на конференции «Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2018» НИТУ «МИСиС», Москва	133
	ПРИЛОЖЕНИЕ В – Справка	134

НОРМАТИВНЫЕ ССЫЛКИ

В настоящей диссертации использованы ссылки на следующие стандарты:

ГОСТ 7.12–93 – Система стандартов по информации, библиотечному и издательскому делу. Библиографическая запись. Сокращение слов на русском языке. Общие требования и правила.

ГОСТ 8.417–81 – Государственная система обеспечения единства измерений. Единицы физических величин.

ГОСТ 632–80 (ГОСТ Р 52203-2004) – Трубы обсадные и муфты к ним. Технические условия.

ГОСТ 633–80 – Трубы насосно-компрессорные и муфты к ним. Технические условия.

API 5CT – Требования к обсадным и насосно-компрессорным трубам.

ГОСТ 1497–84 – Металлы. Методы испытаний на растяжение.

ГОСТ 9454–78 – Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.

ГОСТ 9013–59 – Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу.

ГОСТ 9012–59 – Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю.

ГОСТ 2999–75 – Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу.

ГОСТ 5640–68 – Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты.

ГОСТ Р 54570–2011 – Сталь. Методы оценки степени полосчатости или ориентации микроструктур.

ГОСТ 1778–70 – Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений.

ГОСТ 5639–82 – Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.

ГОСТ 4543-2016 –Metalloпродукция из конструкционной легированной стали. Технические условия.

ОПРЕДЕЛЕНИЯ

В настоящей диссертации применяют следующие термины с соответствующими определениями:

Фазовый состав стали – химический состав, атомно-кристаллическое строение всех фаз, образующихся в стали.

Структура – форма, размеры, относительное количество и характер взаимного расположения составляющих частиц всех фаз, а также дефектов строения стали.

Феррит – фазовая составляющая, представляющая собой твердый раствор внедрения атомов углерода до 0,025% в α -Fe.

Аустенит – фазовая составляющая стали, представляющая собой твердый раствор внедрения атомов углерода в γ -Fe.

Цементит – фазовая составляющая стали, представляющая собой химическое соединение Fe_3C (карбид железа).

Мартенсит – фазовая составляющая стали, представляющая собой пересыщенный твердый раствор атомов углерода в α -Fe.

Перлит – структурная составляющая, представляющая собой эвтектоидную смесь кристаллов феррита и цементита.

Сорбит, бейнит, троостит – высокодисперсные разновидности эвтектоидной смеси феррита и цементита.

Компьютеризированные процедуры (компьютерные технологии) – набор приемов, методов и процедур анализа и измерения изображений структур и статистических цифровых данных, выполняемых с помощью компьютера и программ.

Неоднородность структур – различие в геометрии строения составляющих её элементов (включая размещение в пространстве).

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

НКТ – насосно-компрессорные трубы

СЭМ – сканирующая электронная микроскопия

Ф (Fe_α) – феррит

П – перлит

А – аустенит

М – мартенсит

Б – бейнит

С – сорбит

Ц (Fe_3C) – цементит

ЭПО – электролитно-плазменная обработка

ВВЕДЕНИЕ

Оценка современного состояния решаемой научно-технологической проблемы (задачи)

В настоящее время, в сфере нефтегазодобычи наблюдается тенденция ужесточения режимов эксплуатации скважинного оборудования, в том числе и трубных колонн, и значительное увеличение объемов работ, требующих проведения спускоподъемных операций. Это связано с освоением все более отдаленных месторождений газа и нефти, расположенных на территории с неблагоприятным, зачастую суровым климатом. В силу чего, возникает острая необходимость в повышении требований к качеству металла труб.

Наиболее распространенными причинами аварий черных (без покрытия) насосно-компрессорных (НКТ) и обсадных труб являются коррозия, износ резьбы и усталостные разрушения. По данным промысловой статистики, количество аварий с НКТ в ряде случаев достигает 80 % общего числа аварий скважинного оборудования, при этом подавляющее большинство разрушений происходит по резьбовым соединениям. Согласно результатам квалитетического анализа эксплуатационной надежности НКТ, проведенного российскими специалистами на месторождениях Западной Сибири, Оренбургской, Самарской областей, доминирующими (порядка 50 %) являются отказы, связанные с резьбовым соединением (разрушение, потеря герметичности и др.). По данным Американского нефтяного института (API), по причине разрушения резьбовых соединений количество аварий НКТ составляет 55 % [1].

Трубопрокатная продукция производителей Казахстана (на примере ТОО «KSPSteel», выпускающего бесшовные трубы для нефти и газа) столкнулась с проблемой необходимости совершенствования технологии по улучшению качества соединений труб. При испытании труб было выявлено, что некоторые трубы способны выдерживать до 20-ти кратных погружений и подъемов при эксплуатации, а определенные партии труб не выдерживают повторных погружений, так как происходит срыв резьбовых соединений.

В современных условиях трубные компании систематически проводят работу, направленную на повышение качества производства бурильных, обсадных и насосно-компрессорных труб. Часть нефтяных компаний (например, ОАО «АК «Транснефть») при реализации проектов строительства нефтепроводов закладывает технические требования к качеству металла и отводов на более высоком уровне, чем требования всех известных международных стандартов. Введен контроль качества металла по полосчатости структуры, размеру зерна, загрязнению металла неметаллическими включениями, ударной вязкости на образцах с острым надрезом при температуре -40°C . Подобные требования направлены на повышение качества металла, идущего на изготовление труб [2]. То есть, существует острая необходимость разработки методики или программ для автоматизированного выполнения необходимых операций контроля параметров неоднородности структуры сталей.

Отдельные методики определения требуемых показателей качества структуры описываются в стандартах. Имеются также разрозненные дорогостоящие зарубежные программные комплексы, автоматизировано определяющие показатели качества структуры и исключаяющие ошибку замера экспериментатора. Однако, в настоящее время очень востребована современная универсальная широко доступная (недорогая) программа или методика, выполняющая все выше перечисленные измерения.

В целом, разработка технологий производства и внедрение высококачественных видов труб с повышенной стойкостью и эксплуатационной надежностью являются чрезвычайно важными задачами отечественных производителей трубной продукции нефтегазового сортамента. Также, не менее важной задачей для производителей труб, является оценка надежности и долговечности труб нефтяного сортамента. Такая задача ставится также в Послании Президента Республики Казахстан Н.А. Назарбаева народу Казахстана «Стратегия «Казахстан-2050»: «Отечественные товары должны стать конкурентоспособными. Мы должны развивать новые производства с упором на расширение не сырьевого сектора, ориентированного на экспорт. В самых конкурентоспособных отраслях нам нужно активно разрабатывать стратегии формирования новых рыночных ниш для отечественных производителей» [3].

Систематически проводится работа, направленная на повышение качества производства обсадных и насосно-компрессорных труб. ОАО ТМК (лидер на рынке производства и сбыта труб нефтегазового сортамента) создало специальное подразделение ООО «ТМК-Премиум Сервис», которое занимается разработкой новых конструкций резьбовых соединений премиум-класса [4].

ОАО «Газпром» уделяет большое внимание освоению производства обсадных труб из высокопрочных коррозионностойких сталей. ОАО «Роснефть» применяет обсадные трубы с резьбовыми соединениями, позволяющими передавать увеличенные нагрузки при спуске колонн с вращением (соединения типа VAM TOR). ОАО «Лукойл» считает, что для скважин в сложных геологических условиях требуется применение термообработанных, стойких к углекислотному и сульфидному видам коррозии труб из стали, легированной хромом, молибденом, ниобием и другими элементами [5].

Что касается разработки и внедрения защитных покрытий труб, то здесь можно выделить работы таких ученых и производственников как Чижов И.А., Пачколина П.А, Проскуркин Е.В., Большаков В.И., Дергач Т.А., Петров И.В., Дмитриев В.Б. Учеными ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина» были проведены исследования защитных покрытий, как одного из перспективных направлений увеличения срока службы резьбового соединения «труба-муфта», изучены эксплуатационные свойства покрытий на трубных сталях 45, 30Г2, 37Г2Ф и 37Г2С разных групп прочности [6].

Таким образом, в направлении повышения качества нефтегазовых труб занимаются ученые и производственники. Лидером по производству, внедрению новых технологий в производство труб нефтегазового сортамента и

продажам труб являются ОАО ТМК, ЦНИИЧермет, Газпром и др. Среди современных основных ученых, тесно занимающихся вопросом повышения качества труб нефтегазового сортамента, можно выделить Выборщик М.А., Иоффе А.В., Кудря А.В. (научный консультант), Матросова М.Ю., Филиппова Г.А., Пышминцева И.Ю., ученых Уральского федерального университета имени первого Президента России, НИТУ «МИСиС».

В настоящей диссертационной работе впервые ставится задача количественной оценки неоднородности и качества структур труб нефтегазового сортамента. Проблемами контроля качества трубной продукции на всех этапах методами информационных технологий занимается группа материаловедов под руководством д.т.н., проф. Кудря А.В. (МИСиС). В производственных условиях используется только метод производственных карт, который не предусматривает конкретных измерений структурных параметров. Имеются также только классические ГОСТы, рассчитанные на отдельные формы замеров.

Основание и исходные данные для разработки темы. В современных условиях производства упрочнение нефтегазопроводных труб, повышение их эксплуатационных свойств и обеспечение гарантий качества труб нефтяного сортамента, в основном, достигаются за счет применения следующих способов: разработки новых и совершенствования известных трубных марок стали; применения новых легирующих, микролегирующих и модифицирующих элементов, добавок, таких как ниобий, бор, титан, молибден, ванадий и др.; разработки новых видов соединений труб; внедрения участков внутреннего гладкостного и наружного полиэтиленового покрытия; применения дополнительных операций: фосфатирования муфтовых соединений, покрытия труб полимерным изоляционным, стеклоэмалевым покрытием, потивокоррозионным защитным лаком; разработки таких защитных покрытий как цинкование гальваническое, термодиффузионное, горячее, диффузионное железо-цинковое и т.п.

Существенным недостатком всех вышеуказанных способов является их достаточно высокая стоимость или недолговечность полученных результатов. Тогда как в настоящее время большое значение приобретает задача сокращения объемов потребления электроэнергии и рационального использования дорогих и дефицитных легирующих элементов без снижения уровня технологических и механических характеристик конечной продукции.

В связи с этим, одним из эффективных и перспективных путей решения проблемы упрочнения трубных сталей, на наш взгляд, является оптимизация фазового состава и структуры стали для производства труб нефтегазового сортамента, отвечающих современным требованиям по качеству. Правильный выбор оптимального фазового состава и структуры стали не только отвечает определенным требованиям к качеству труб нефтегазового сортамента, но и обеспечивает регулирование и возможное исключение промахов и отклонений по структуре и свойствам, приводящих к отсортровке и браку отдельных партий труб.

Обоснование необходимости проведения научно-исследовательской работы. Современная нефтегазопроводная трубная промышленность характеризуется рядом проблем, препятствующих повышению конкурентоспособности трубной продукции на мировой экономической арене. Сегодня наиболее актуальными задачами, стоящими перед производителями трубной продукции для нефтегазового сектора являются [7]:

- снижение затрат на производство труб за счет внедрения новых и совершенствования существующих технологий и модернизации трубопрокатных агрегатов;
- расширение сортамента производимой продукции, в том числе с резьбовыми соединениями класса «Премиум»;
- повышение эксплуатационных свойств и гарантий качества трубной продукции за счет оптимизации химического состава, структуры и свойств стали, использования прогрессивных технологий термообработки и нанесения покрытий, как наружных, так и внутренних.

Решение вышеуказанных задач предполагает дальнейшее совершенствование всех трех основных этапов производства труб: металлургическое производство (выплавка, разливка и легирование стали), обработка металлов давлением (волочение труб) и термическая обработка, что в конечном счете приводит к заданной структуре, и, соответственно, необходимому комплексу механических свойств. Это является трудоемким и затратным мероприятием.

Краткое описание идеи научной работы: посредством разработки метода оптимизации фазового состава и структуры стали регулировать качество обсадных и насосно-компрессорных труб казахстанского производства. Решение проблемы предлагаемым способом является максимально экономически выгодным. Причем попутно решается актуальная проблема нехватки современных инструментов контроля качества стали: по структуре, по определению размера зерна, показателя допустимой предельной строчечности структуры, загрязненности неметаллическими включениями.

Сведения о планируемом научно-техническом уровне разработки, о патентных исследованиях и выводы из них определяются полнотой проведенного в литературном обзоре патентного поиска по проблеме повышения качества труб нефтегазового сортамента, разработкой и выбором современных методик исследования, программ и методов анализа структур стали, системной организацией и проведением экспериментов.

На основе анализа доступной патентной информации рассмотрена эффективность использования новых технических решений по методам улучшения технологии и качества производства нефтегазопроводных труб. В диссертации приведены результаты научного анализа современного состояния научно-технической проблемы и патентных исследований по прогнозированию дальнейших направлений научных разработок в области оптимизации фазового состава и структуры стали для производства нефтегазопроводных труб. Выявлено отсутствие единой универсальной методики контроля качества стали по параметрам структурного состояния.

Сведения о метрологическом обеспечении диссертации. Исследования по теме диссертации выполнены с использованием современных приборов и оборудования сертифицированных лабораторий НИТУ «МИСиС» (кафедра Металловедения и физики прочности), КазНИТУ им. К.И. Сатпаева (кафедра Инженерной физики), Карагандинского государственного индустриального университета (кафедра Metallургии и материаловедения), ТОО «KSP Steel» и «Mittal steel» Темиртау. В частности, использованы лабораторный комплекс пробоподготовки (отрезной станок BUEHLER IsoMet 4000; прессовальный аппарат Buehler SimpliMet XPS 1; шлифовально-полировальные станки Struers TegraPol-11 и BUEHLER EcoMet 250); спектрометр искровой Spectrolab; оптические микроскопы LEICA DM ILM HC и AxioObserver D1m CarlZeiss с программой Tixomet; электронный растровый (сканирующий) микроскоп JEOL JSM-5910 с анализатором; климатическая камера LAUDA PROLINE RP 890; копер маятниковый Instron SI-1M; разрывная машина Instron 5966; машина испытательная гидравлическая Instron 150LX; макро твердомер BUEHLER MacroMet 5101 (по Роквеллу); автоматизированный универсальный твердомер 930N; лабораторная установка для электролитно-плазменной обработки. Также в диссертации использованы лицензионные программы Microsoft word (пакеты Excel и Paint), Image Expert или Image J, MATLAB (разработан код «с_horiz_2.m» для обсчета изображений микроструктур в пиксельном эквиваленте), STATISTICA и специализированные «Basic binarisation», «S-curve», «Digimizer», «Intensiv».

Исходными материалами для исследования служили образцы промышленных трубных марок стали, вырезанные из тела бесшовных насосно-компрессорных и обсадных труб производства ТОО «KSP Steel», ПНТЗ Первоуральского Новотрубного Союза и иных предприятий.

Результаты, полученные в работе, основываются на известных теоретических предпосылках и подкреплены результатами расчетов с использованием современных программных продуктов, а также экспериментальных исследований структуры и фазового состава, механических свойств.

Актуальность темы. В связи с ужесточением условий работы труб нефтегазового сортамента, все чаще наблюдается выход из строя насосно-компрессорных и обсадных труб или их соединений. По этой причине нефтедобывающие предприятия ужесточают технические требования к качеству труб и стали и устанавливают их на более высоком уровне, чем требования всех международных стандартов. Вводится контроль стали по показателю полосчатости структуры, размеру зерна, загрязнению стали неметаллическими включениями, ударной вязкости. Данные требования направлены на повышение срока службы и эксплуатационной надежности труб и их соединений.

В ходе проведенного исследования выявлено, что существуют разрозненные дорогостоящие программы и методики, позволяющие выполнять ряд трудоемких металлографических задач, например, описанных в ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна: метод

определения величины зерна сравнением с эталонными шкалами; метод подсчета зерен; методы подсчета пересечений границ зерен; метод измерения длин хорд», ГОСТ 1778-70 «Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений» и ГОСТ Р 54570-2011 «Сталь. Методы оценки степени полосчатости или ориентации микроструктур». Для данных методик характерна не только трудоемкость, но и определенная субъективная составляющая.

В то же время существует огромное количество компьютерных программ, позволяющих автоматизировано выполнять вычислительные и графические операции по обработке массивов данных и изображений в различных областях науки и техники. Учеными в сфере математики и программирования разработаны перспективные теория и техника математической и бинарной морфологии, которые нашли свое применение в ограниченных областях, куда не входит область материаловедения. Априори было бы перспективно использование такого подхода для решения количественных материаловедческих задач.

В настоящее время отсутствует единая универсальная методика контроля структуры стали не только по неметаллическим включениям и размеру зерна, но и по определению анизотропии и строчечности структуры, размеров и количества конкретной структурной составляющей (упрочняющей или разупрочняющей), ее доли и плотности распределения, которые, в целом, определяют механические характеристики готовой продукции. Разработка подобной компьютерной методики позволила бы решить проблему оптимизации фазового состава и структуры стали для производства труб с гарантируемым комплексом механических свойств.

В связи с этим, диссертационная работа посвящена разработке современных эффективных компьютерных методик, направленных на определение качественных показателей и оптимизацию фазового состава и структуры стали для производства нефтегазопроводных труб требуемого качества.

Новизна темы состоит в разработке и внедрении современных принципов математического программирования в область материаловедения для решения количественных металлографических задач. В работе впервые предлагается использовать возможности компьютерного обеспечения в качестве автоматизированного инструмента количественной оценки структур сталей (и не только трубных) для определения критической неоднородности стали и оптимального фазового состава, структуры, соответствующих требуемому уровню механических свойств стали для производства качественных нефтегазопроводных труб.

В диссертационной работе разработаны, опробованы и внедрены программный продукт и алгоритм работы, позволяющие автоматизировано определять количественные параметры структур и ее составляющих, получать контрастное изображение структур с помощью компьютера.

Показана универсальность методики количественной оценки структур сталей в решении таких материаловедческих задач, как: контроль качества по

основным структурным составляющим трубной стали (феррита, перлита, бейнита, сорбита и т.п.); твердых фаз (карбидов на основе железа и других элементов); оценка серного отпечатка и неметаллических включений; определение показателя анизотропии и строчечности структуры труб.

Связь данной работы с другими научно-исследовательскими работами. Работа выполнена в рамках научно-исследовательской темы №747. МОН.ГФ.12.17 – «Разработка теоретических основ создания новых перспективных сплавов и функциональных материалов с заданным уровнем свойств» по программе «Грантовое финансирование научных исследований на 2012-2014 года», а также по соглашению №14.578.21.0129 в рамках федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» (2015-2017 гг.)

Цели работы:

- разработка новых компьютеризированных процедур (программ), направленных на определение и регулирование структурной неоднородности трубных сталей;
- установление взаимосвязи количественных параметров неоднородности структуры с комплексом механических свойств;
- разработка научных основ оптимизации фазового состава и структуры стали для производства труб нефтегазового сортамента с высокими качественными показателями.

Объектами исследования являются образцы традиционных трубных марок стали и изображения их структур.

Предметом исследования является методика количественного описания структур с использованием современных компьютерных программ.

Задачи исследования, их место в выполнении научно-исследовательской работы в целом

- разработать методику оптимизации фазового состава и структуры стали, как инструмента регулирования, контроля качества металла труб нефтегазового сортамента;
- разработать универсальную методику количественной оценки не только структур сталей, а также, определения анизотропии и показателя полосчатости и загрязненности металла труб неметаллическими включениями для контроля качества нефтегазопроводных труб;
- теоретическое и практическое обоснование возможностей и перспективы разрабатываемой методики количественной оценки структур;
- развить отечественные компьютерные (технологии) процедуры – технику цифровой регистрации и описания изображений структур для прогноза механических свойств стали по структуре с целью повышения их эксплуатационных параметров и ресурсов;
- исследовать изменение структуры стали в зависимости от выбора марки стали и изменения технологии производства труб с применением компьютеризированных средств наблюдения и измерения структур,

основанных на фундаментально обоснованных алгоритмах описания их неоднородности;

- определить оптимальный фазовый состав и структуру стали для производства обсадных и насосно-компрессорных труб посредством сравнения ряда марок стали, применяемых для производства вышеуказанных труб;

- определить оптимальную структуру трубной стали, соответствующую требованиям к качеству готового изделия;

- исследовать влияние электролитно-плазменной обработки на структуру и свойства трубной стали.

Поставленные задачи последовательны и логичны, определяют внутреннее единство научно-исследовательской работы в целом.

Методологическая база научных исследований

При разработке научных основ повышения качества материала труб нефтегазового сортамента использованы как традиционные, так и новые формы научного исследования. К традиционным методам, в частности, относятся: анализ научно-патентной литературы, применение эмпирических формул, планирование эксперимента и обработка экспериментальных данных.

Для решения вопроса оптимизации структуры стали используется метод информационных технологий - компьютеризированные процедуры количественной обработки изображений структур трубных сталей. Информационные (компьютерные) средства и техника измерения обеспечивают количественный анализ - измерение параметров и определение взаимного соотношения структурных составляющих структуры трубных сталей.

Получение изображений разномасштабных структур в цифровой форме базируется на оптимизации процедур бинаризации (выбора оптимального контраста) и степени разрешения, обеспечивающих воспроизводимость и сопоставимость результатов. Объём измерений обеспечивает получение статистически достоверных результатов, необходимых для объективного сопоставления неоднородности строения структур и выявления на этой основе критических параметров структуры.

Использованы методы исследования фазового состава и структуры стали - структурные исследования с помощью оптической и растровой микроскопии. Полученные изображения структуры обработаны с помощью специальных компьютерных программ, и традиционными известными программами как Math lab и Excel, которые позволят кроме классических определений характеристик структур, например, объёмной доли неметаллических включений в стали, оценить эффективность описания наблюдаемых визуально различий в конфигурации структур более тонких параметров, в частности, используемых в практике статистической металлографии.

Также применены традиционные методы механических испытаний (испытания на растяжение, удар, хладноломкость, вязкость разрушения, определение твердости) для объективной оценки влияния неоднородности структуры на свойства.

В целом, в научной работе развиты процедуры компьютеризированной обработки разномасштабных структур, позволяющих обеспечить получение

количественных оценок степени неоднородности геометрии и строения структуры стали.

В целях улучшения качества образцов трубной стали опробован метод электролитно-плазменной обработки стали, а также выявлено влияния ЭПО на структуру образцов трубной стали.

Научная новизна диссертационной работы:

- предложен алгоритм цифровой обработки изображений применительно к структурам трубных сталей (и других материалов);

- разработаны программный продукт и методика количественной оценки структур сталей с помощью компьютеризированных процедур;

- предложена методика определения оптимального фазового состава и структуры стали для производства бесшовных НКТ и обсадных труб, удовлетворяющих современным требованиям;

- разработанные в диссертации автоматизированные методы количественной обработки изображений структур трубных сталей универсальны и позволяют заменить классические стандартные металлографические методы, отличающиеся трудоемкостью;

- впервые опробована методика электролитно-плазменной обработки для упрочнения трубной марки стали, исследовано влияние ЭПО на структуру и твердость.

Практическая значимость работы

Показана универсальность разработанных и применяемых в работе компьютерных технологий (процедур) и возможность использования компьютеризированных процедур количественной и качественной обработки изображений структур трубных сталей в целях оптимизации фазового состава, структуры и улучшения качества нефтегазовых труб. Исследовано влияние электролитно-плазменной обработки на структуру и свойства трубной стали.

Результаты проведенных научных исследований и разработок теоретически обоснованы, нашли практическое применение в учебном процессе при чтении лекционных курсов «Термическая обработка материалов», «Высокопрочные машиностроительные материалы», «Материаловедение и технология конструкционных материалов», «Моделирование создания материалов и условия их эксплуатации», «Материаловедение и технология перспективных материалов» и проведении практических занятий по дисциплинам «Методы структурного анализа и контроля качества», «Методология выбора материалов», «Технологические измерения и методы обработки экспериментальных данных», «Моделирование создания материалов и условия их эксплуатации», а также «Закономерности эволюции эксплуатационных свойств металлопродукции». Разработанная методика используется студентами, магистрантами и докторантами специальностей «Материаловедение и технология новых материалов» и «Металлургия» (ПРИЛОЖЕНИЕ А).

Результаты исследований и разработки, описанные в диссертации, рекомендованы к внедрению в трубное производство, имеют большую перспективу в целях управления, регулирования и контроля качества готовой продукции.

Положения, выносимые на защиту

Выдвигаемые гипотезы:

- установлена взаимосвязь неоднородности и количественных параметров структуры стали (геометрии, количества, размеров и объемной доли структурных составляющих) с механическими свойствами;
- конечный комплекс свойств и эксплуатационная надежность труб нефтегазового сортамента определяются фазовым составом и структурой стали, зависящими от химического состава, обработки стали и количественных показателей неоднородности структуры;
- управление структурообразованием (методом оптимизации фазового состава и структуры стали) является инструментом регулирования и контроля качества металла нефтегазопроводных труб, исключая промахи и выпадения по качеству готовой продукции.

На основе выдвинутых гипотез разработаны положения, выносимые на защиту:

- новые компьютерные программы цифровой регистрации и описания изображений структур металлических материалов;
- универсальный метод количественной оценки структурных составляющих стали, определения анизотропии, показателя полосчатости, степени загрязненности стали неметаллическими включениями с использованием компьютерных технологий;
- новые компьютерные программы для оптимизации и управления фазовым составом и структурой, а также оценки качества трубных марок сталей 35Г2, 40Г, стали 30, 32Г2С, 38ХНМ;
- результаты исследования влияния электролитно-плазменной обработки на фазовый состав, структуру и свойства трубной стали 40Г.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 10 научных статей, в том числе 2 с ненулевым импакт-фактором, 4 статьи в научных изданиях, рекомендованных ККСОН МОН РК.

Апробация работы. Основные положения и результаты исследований доложены и обсуждены на: I Международной научно-практической конференции «Технология машиностроения и материаловедение» (Россия, Новокузнецк, 2017); Международной научно-практической конференции «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения №9) КарГТУ (Казахстан, Караганда, 2017); XI Международной научно-практической конференции «INTERNATIONAL INNOVATION RESEARCH» МЦНС (Россия, Пенза); IX-й Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ 2018 НИТУ «МИСиС» (Россия, Москва, 2018), доклад по теме диссертации удостоен Диплома и золотой медали (ПРИЛОЖЕНИЕ Б).

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, 5 разделов, заключения, списка использованной литературы. Основной текст работы изложен на 134 страницах машинописного текста, содержит 64 рисунка, 22 таблицы, список использованной литературы состоит из 153 наименований.

1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА НЕФТЕГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ

1.1 Общие сведения о нефтегазопроводных трубах

При эксплуатации нефтегазовых скважин выделяют три вида труб: бурильные, обсадные и насосно-компрессорные.

Бурильные трубы – основная составная часть бурильной колонны, предназначенная для спуска в буровую скважину и подъема породоразрушающего инструмента, передачи вращения, создания осевой нагрузки на инструмент, транспортирования бурового раствора к забою скважины. Изготавливают бесшовными, из углеродистых и легированных сталей, в основном с высадкой концов.

Трубы обсадные – трубы, которые помещаются в скважину после бурения для перекрытия и изоляции нефтеносных, газоносных, водоносных пластов и пропластков с целью крепления скважины [8].

Трубы насосно-компрессорные – трубы, которые помещаются в спущенную в скважину эксплуатационную колонну для подъема на земную поверхность флюида из продуктивного пласта (нефти, газа, смеси нефти и газа, их смеси с пластовой водой в различных соотношениях), или закачки в пласт промысловых вод при законтурном заводнении или сброса промысловых вод в поглощающие скважины с целью охраны окружающей среды. Также могут применяться при текущем ремонте скважины [9].

Для нефтегазопроводных труб условия эксплуатации очень сильно различаются: интервал рабочих температур от -80 до 170-200°C, знакопеременные нагрузки (для бурильных и насосно-компрессорных труб), СКРН (сульфидная коррозия под напряжением) и др. По этой причине трубы для добычи нефти и газа должны обладать высоким комплексом качественных характеристик: прочностью и пластичностью, сопротивлением усталостному и хрупкому разрушению. Для северных районов требуется высокая хладостойкость металла труб.

Сталь, используемая для производства нефтегазовых труб, работающих в агрессивной среде, должна обладать малой скоростью коррозионного разрушения в агрессивной среде и отсутствием склонности к межкристаллитной коррозии. Соответственно, трубы изготавливают из углеродистой и легированной стали. Химический состав определяется требованиями соответствующих отечественных или зарубежных стандартов.

Способ производства труб, состав стали и условия эксплуатации (назначение труб) определяют вид термической обработки. Термическая, термомеханическая или химико-термическая обработка обеспечивает необходимую структуру стали, которая и будет определять механические и технологические свойства стали.

От качества труб нефтяного сортамента зависят безаварийная эксплуатация скважин и масса колонны. Замена толстостенных труб более низкой группы прочности на тонкостенные, но более прочные, приводит к

облегчению массы колонны, а также к возможности осуществления более глубокого бурения.

В большинстве случаев трубы для добычи нефти и газа изготавливают бесшовными диаметром от 33 до 425 мм с толщиной стенки от 3,5 до 16,7 мм.

Механические свойства (не менее) бурильных труб (ГОСТ 631-75) представлены в таблице 1:

Таблица 1 - Механические свойства (не менее) бурильных труб (ГОСТ 631-75)

Группа прочности стали	Д	К	Е	Л	М	Р	Т
σ_B , МПа	637	686	735	784	882	980	990
σ_T , МПа	372	490	539	637	735	882	980
δ_5 , %	16	12	12	12	12	12	12
δ_{10} , %	12	10	10	10	10	10	10
KCV, кДж/м ²	392	392	392	392	392	294	294

Таблица 2 - Механические свойства (не менее) обсадных и насосно-компрессорных труб (ГОСТ 632-80 для обсадных труб, ГОСТ 633-80 для насосно-компрессорных труб) следующие:

Группа прочности	Д	Е	Л	М	Р	Т
σ_B , МПа	655	689	758	862	1000	1103
σ_T , МПа	379-552	552-758	655-862	758-965	930-1137	1034-1241
δ_5 , %	14,3	13	12,3	10,8	9,5	8,5

Трубы группы прочности Е, Л, М с пределом текучести 550-750 МПа получают с использованием термической обработки [10].

Традиционно для изготовления обсадных и насосно-компрессорных труб применяются стали марок 30Г2, 35Г2С, 37Г2С, 40Г и другие, которые при необходимости легируют хромом, молибденом, ванадием и другими элементами. Содержание углерода составляет порядка 0,35%, а марганца 1,45%.

Краткое описание структуры и технологическая схема трубопрокатного производства. Основные этапы технологии производства нефтегазопроводных труб:

- 1) выплавка и разливка стали;
- 2) прошивка заготовки;
- 3) прокатка гильз.

Наиболее эффективный способ производства труб нефтяного сортамента – прокатка гильз из непрерывнолитой заготовки на непрерывных и пилигримовых станах.

Основные направления совершенствования технологии производства бурильных, насосно-компрессорных и обсадных труб в условиях современных предприятий: повышение чистоты трубных сталей (по содержанию серы, фосфора, газов) в ходе выплавки и внепечной обработки, совершенствование

разливки сифонным способом, переход на непрерывнолитую заготовку, замена мартеновского способа производства на электродуговой [11].

Соответственно основное оборудование трубопрокатного производства:

- Дуговая сталеплавильная печь ДСП;
- Установка вакуумирования стали;
- Обжимные трехвалковые станы поперечно-винтовой прокатки для получения заготовки;
- Прошивной стан или прошивка заготовок через пресс и элонгатор для получения гильз;
- Непрерывный стан с трехвалковыми клетями (PQF) взамен трубопрокатной установки с пилигримовыми станами – для производства высокоточных горячекатаных труб для нефтяной и газовой промышленности;
- Участок термической обработки;
- Участок отделки труб;
- Муфтовый участок.

Развитие мощностей по производству труб нефтегазового сортамента предполагает комплексную модернизацию всех технологических процессов и операций – от производства заготовки до отгрузки и сервисного обслуживания готовой продукции [12].

В Республике Казахстан производством труб нефтегазового сортамента занимается предприятие с полным трубопрокатным комплексом KSP Steel, расположенное в г. Павлодар.

KSP Steel - предприятие с законченным циклом производства - от сырья до готовой продукции. Производственный комплекс завода включает: сталеплавильный цех, трубопрокатное производство и линии чистовой обработки труб [13].

Продукция сталеплавильного цеха ЭСПЦ-2 - заготовка непрерывнолитая круглая. Размер от Ø 150 до Ø 300 мм, длина 5-12 м. Производится по ОСТ 14 21-77. Используется для дальнейшего производства бесшовных труб.

Трубопрокатный технологический комплекс KSP Steel спроектирован одним из ведущих мировых поставщиков оборудования для металлургической промышленности компанией Danieli.

Конструктивные и технологические решения, положенные в основу завода являются на сегодняшний день наиболее совершенными, как с точки зрения оснащенности, так и по уровню автоматизации.

Процесс производства трубы происходит следующим образом: круглая литая заготовка поступает на линию горячей прокатки, на которой режется, нагревается, прошивается и прокатывается до получения трубы требуемой длины и толщины стенки. Затем, если необходимо, труба проходит термообработку или сразу же идет на линии проверки качества и линии чистовой обработки. После завершения всех необходимых операций трубы KSP Steel готовы к отгрузке.

Линия горячей прокатки предназначена для преобразования литой заготовки в полую с определенным диаметром и толщиной стенки. Диаметр

получаемых на линии труб - в диапазоне от 2.3/8" (60,3 мм) до 13.5/8" (346,1 мм).

В состав линии горячей прокатки входят:

- Система резки круглой заготовки;
- Карусельная нагревательная печь;
- Комплекс прокатки, включает прошивной стан с валками конического типа, непрерывный стан горячей прокатки труб и стан экстрактор;
- Печь для повторного нагрева;
- Редукционный стан;
- Стол охлаждения и система резки труб [13].

Вдоль всей линии горячей прокатки установлены системы контроля, основанные на лазерной технологии, предназначенные как для мониторинга оборудования, так и для измерения диаметра и толщины стенки прокатываемой и готовой трубы. В конце линии труба проходит технологический контроль на установке неразрушающего контроля и контроля качества.

Линии термообработки (K1, K2): K1 - для размеров в диапазоне от 2.3/8" (60,3 мм) до 7" (177,8 мм) и K2 - для размеров в диапазоне от 4.1/2" (114,3 мм) до 14" (355,6 мм), предназначены для придания трубам необходимых механических свойств по стандартам или спецификациям поставки.

Линии проверки качества (C1, C2): C1 - для размеров в диапазоне от 2.3/8" (60,3 мм) до 7" (177,8 мм) и C2 - для размеров в диапазоне от 4.1/2" (114,3 мм) до 14" (355,6 мм), предназначены для проверки соответствия производимой трубы регламентированным в спецификациях стандартам, для обеспечения прямолинейности, определения внутренних и внешних дефектов, проверки допусков по размерам, марки стали и внутреннего сопротивления давлению.

Линия ультразвукового контроля качества (C9) на основе заранее установленной калибровки, позволяет обнаружить продольные и поперечные дефекты на внутренней и внешней поверхности и внутри стенки трубы, а также другие возможные отклонения от допусков по толщине стенки, которые не были обнаружены при предыдущих операциях контроля.

Двойной уровень контроля, электромагнитный контроль на линиях проверки качества и ультразвуковой контроль на этой линии, является самой лучшей системой для гарантированного производства труб без дефектов. На линии обрабатываются трубы с диапазоном диаметров от 2.3/8" (60,3 мм) до 13.5/8" (346,1 мм).

Линия по высадке концов труб (C4) предназначена для труб с диаметром в диапазоне от 2.3/8" (60,3 мм) до 5.1/2" (139,7 мм). Высадка выполняется, когда требуется усиление резьбовой части трубы в соответствии с ожидаемым динамическим напряжением во время ее эксплуатации. Упрочнение осуществляется в горячем состоянии посредством высадки концов трубы для получения короткой части концов трубы с утолщением [13].

Линии по нарезке резьбы для насосно-компрессорных и обсадных труб (C5, C6) - на данных линиях осуществляется нарезка резьбы на обоих концах трубы, а также навинчивание муфты на одном из них.

Первая линия (С5) предназначена для производства НКТ и обсадных труб с наружным диаметром в пределах от 2.3/8" дюйма (60,3 мм) до 7" дюймов (177,8 мм), с высаженными и невысаженными концами.

Вторая линия (С6) предназначена для производства обсадных труб с наружным диаметром в пределах от 4.1/2" (114,3 мм) до 13.5/8" (346,1 мм).

Линия чистовой обработки для нефтегазопроводных труб (С7) предназначена для выполнения заключительных операций, включая снятие фаски на трубах, используемых для транспортировки нефти и газа. Диапазон труб, обрабатываемых на линии от 2.3/8" (60,3мм) до 13.5/8" (346,1 мм).

Распределение процессов чистовой обработки по линиям позволяет производственному циклу быть очень гибким, в соответствии со спецификациями на сам продукт и/или спецификациями на марку стали. При этом производственный цикл может быть изменен под новые требования.

Продукция KSP Steel:

- Насосно-компрессорные трубы с высаженными и не высаженными концами, а также муфты к ним. Диапазон размеров от 2.3/8" (60,3 мм) до 4.1/2" (114,3 мм), в соответствии со стандартами ГОСТ 633, API 5CT. Группы прочности от J55 до P110 по стандарту API, и от группы прочности «Д» до «М» по ГОСТ.

- Обсадные трубы и муфты к ним. Диапазон размеров от 4.1/2" (114,3 мм) до 13.5/8" (346,1мм) в соответствии со стандартами ГОСТ 632, API 5CT. Группы прочности от J55 до P110 по стандарту API, и от группы прочности «Д» до «М» по ГОСТ.

- Нефтепроводные трубы диаметром от 2.3/8" (60,3 мм) до 13.5/8" (346,1 мм). ГОСТ 8732, API5L [13].

На линиях по нарезке резьбы для НКТ и обсадных труб предусмотрена дополнительная операция: фосфатирование муфтовых соединений, оно применяется, если данная операция указана в спецификации поставки. Дополнительно производится покрытие труб прозрачным лаком, защищающим от коррозии.

KSP Steel планирует расширение номенклатуры выпускаемой продукции, изучает возможность покрытия труб трехслойным полимерным изоляционным покрытием, разрабатывают соединение класса «Премиум» [13].

Актуальной проблемой казахстанского трубопрокатного производства, как и российских и зарубежных предприятий, является повышение и сохранение качества материала труб и их соединений на протяжении максимально возможного срока эксплуатации.

1.2 Основные проблемы производства и эксплуатации нефтегазопроводных труб

В настоящее время основными проблемами производителей и потребителей готовой металлопродукции являются нестабильность ресурса готовой продукции от партии к партии и наличие выпадов и отклонений по механическим свойствам. По этой причине многие современные ученые и производственники занимаются повышением уровня и стабильности

эксплуатационных характеристик металлопродукции при одновременном снижении себестоимости их производства за счет уточнения технологических критериев получения металла требуемого уровня качества, уменьшения затрат на внепечную обработку и экономии материалов.

Нестабильность ресурса готовой продукции проявляет себя и в процессе эксплуатации: зачастую наблюдается снижение сопротивления разрушению металла труб в ходе длительной эксплуатации, что является следствием деформационного старения, накопления дефектов, внутренних микронапряжений и наводороживания металла труб (рисунок 1).

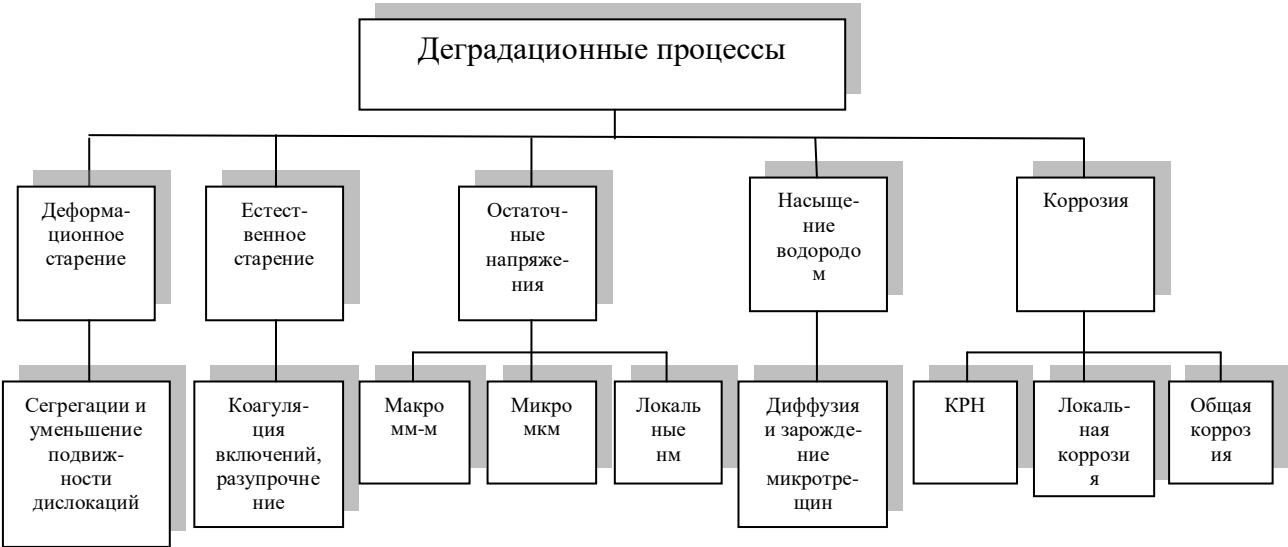


Рисунок 1 – Деградационные процессы в трубах в процессе эксплуатации

Традиционно, подход к обеспечению требуемого уровня механических свойств базируется на выборе химического состава стали, технологии ведения выплавки, легирования или модифицирования и разливки стали, технологииковки или прокатки и термической обработки (рисунок 2) [14].



Рисунок 2 – Схема подхода к обеспечению требуемого уровня прочностных свойств нефтегазопроводных труб, лист 1

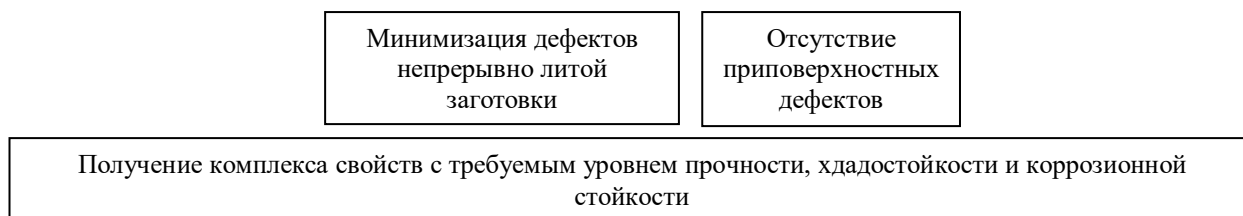


Рисунок 2, лист 2

Основные проблемы производства непрерывно литых заготовок для изготовления труб:

- необходимость обеспечения содержания серы на уровне 0,002-0,003 % и не более;
- необходимость введения в металл больших количеств модифицирующих добавок для выполнения соотношения $Ca/S > 1$;
- низкая и нестабильная степень усвоения кальция (5-20%);
- относительно высокий для вакуумированного металла уровень загрязненности неметаллическими включениями;
- наличие выпадов и отклонений при проведении испытаний;
- высокий уровень требований к технологии и, как следствие, относительно высокий уровень затрат на производство.

К обще марочным проблемам качества металла и труб можно отнести наличие недопустимых дефектов сталеплавильного или прокатного происхождения:

- плены наружной поверхности;
- плены внутренней поверхности;
- загрязненность неметаллическими включениями;
- нарушения геометрии и сплошности металла труб, вызываемые нарушениями режимов прокатки;
- другие грубые дефекты.

Остается актуальной проблема рекламационной и прочей работы в области системы менеджмента качества труб. Для повышения ее эффективности целесообразно:

- осуществлять сбор и анализ причин отклонений;
- автоматизировать контроль качества структуры;
- разработать универсальные методики, позволяющие выполнять весь спектр металлографических задач по структуре стали;
- работать с поставщиками по недопущению поставок брака – усилить контроль качества;
- выявлять возможные негативные моменты на протяжении всего цикла производства.

Исследования причин нестабильности характеристик качества металла показали, что ими являются [15]:

- явный брак металла труб прокатного (скворечники, плены) и сталеплавильного (плены, трещины, шлаковые включения) происхождения;

- наиболее значимой и разнovidной причиной нестабильности свойств металла стали являются факторы неоптимальной эффективности модифицирования (недомодифицирование или избыточное модифицирование) неметаллических включений;

- показано, что ни один из существующих в настоящее время технологических критериев эффективности модифицирования (содержание серы, алюминия, кальция, кислорода, соотношения Ca/Al, соотношения Ca/S, соотношения (Ca+Ce+La)/S не являются универсальными и достаточными для обеспечения управляемого и стабильного получения металла с требуемым уровнем характеристик;

- деформационное старение и изменение структуры и свойств в процессе эксплуатации;

- низкий контроль качества по структуре.

Соответственно, существующие в настоящее время марки трубных сталей и технические условия по их производству требуют их дальнейшего совершенствования.

Основные направления совершенствования (оптимизации) марочного состава и технологии должны включать:

- учет временного фактора и низкого (от 5 до 20%) усвоения модифицирующих добавок;

- учет увеличения загрязненности металла неметаллическими включениями, в том числе строчечными, при недостаточном и избыточном количестве вводимых модификаторов;

- проверку целесообразности ввода модифицирующих добавок перед операцией вакуумной обработки;

- разработку и введение дополнительных испытаний или комплекса дополнительных испытаний, например, определение содержания кислорода в металле, содержание кальция как по окончании модифицирования, так и в готовом металле и др.;

- контроль качества структуры металла на протяжении всего цикла производства;

- с целью недопущения удорожания металла требуется разработать марки стали и трубы-попутчики, в которые могут переводиться плавки, не соответствующие комплексу требований, предъявляемых к сталям.

Приведенный перечень предложений не является исчерпывающим, он содержит лишь самые очевидные и необходимые изменения, которые необходимо реализовать как применительно к производимым, так и ко вновь разрабатываемым маркам стали.

В целях ограничения области исследования, в диссертации не рассматривается процесс коррозии труб нефтегазового сортамента, но в целом, автором проведен анализ литературных и статистических данных по коррозионной стойкости тех или иных структур стандартных трубных марок стали, применяемых для производства обсадных и насосно-компрессорных труб. Приведем некоторые результаты исследования коррозионной стойкости аварийных НКТ из наиболее распространенных трубных марок стали,

прошедших эксплуатацию на месторождениях ООО «ЛУКОЙЛ-Коми» (Таблица 3) [16]. Среди НКТ группы прочности Е наибольший срок службы соответствует марке стали 30Г2, из группы прочности К и Д стали марок 40Г2 и 35Г2 соответственно.

Таблица 3 - Выход из строя по причине сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением (СКРН)

Группа прочности	Марка стали	Наработка, сут	Группа прочности	Марка стали	Наработка, сут
Е	50Г2	127	Д	30Г2	157
К	40Г2	246	Е	30Г2	140
К	45ХГМ	106	Д	45Г	134
L80	180	203	Е	40Г2	125
К	40Г2	230	Д	35Г2	181
Д	45Г	152	К	35Г2	162
Е	30Г2	147			

Из сведений, приведенных в таблице 4, видно, что наиболее стойкими к язвенной коррозии оказались трубы из сталей марок 30 и 40Г2.

Таблица 4 - Выход из строя по причине язвенной коррозии

Месторождение	Марка стали	H ₂ O	CO ₂	H ₂ S	Наработка, сут	Макс скорость коррозии, мм/год	Вид коррозионного разрушения по телу НКТ	Ведущий механизм коррозии
Усинское	30	35	220	119	237	8,4	скв. язв. корр.	углекислотный
	35Г2 С	38	176	233	90	3,8	язв. корр.	Углекислотный + сульфиды
	35Г2 С	92	241	88	83	5,2	язв. корр.	Углекислотный + биокоррозия
	40Г2	6	222	141	493	3,5	язв. корр.	углекислотный
Возейское	35Г2 С	95	123	6	129	2,8	язв. корр.	Углекислотный + биокоррозия
Харьягинское	30Г2	10	56	3	36	3,9	язв. корр.	углекислотный
	30Г2	54	152	6	32	1,2	язв. корр.	углекислотный
Дружное	35Г2 С	88	110	8	124	16,2	скв. язв. корр.	углекислотный
Трифоновское	30	100	163	15	166	12,1	скв. язв. корр.	углекислотный

Эти факты учитываются при выборе объектов исследования.

1.3 Современные методы упрочнения труб нефтегазового сортамента

В результате проведенного научно-патентного поиска было выявлено, что повышения эксплуатационных свойств и гарантий качества нефтепроводных труб, в основном, ученые и производители на практике пытаются добиться следующими способами:

- разработкой новых и совершенствованием известных трубных марок стали (легированием);
- применением микролегирующих и модифицирующих добавок элементов, таких как ниобий, бор, титан, молибден, ванадий и др.;
- разработкой режимов термо-механического, химико-термического и термического упрочнения (током высокой частоты, ультразвуком и др.);
- разработкой новых видов соединений труб;
- внедрением участка внутреннего гладкостного и наружного полиэтиленового покрытия;
- применением дополнительных операций: фосфатирования муфтовых соединений, покрытия труб полимерным изоляционным, стеклоэмалевым покрытием, потивокоррозионным защитным лаком;
- упрочнение за счет модифицирования поверхности технологическими методами (изменение структуры или изменение химического состава поверхностного слоя);
- разработкой методов нанесения упрочняющих (твердосплавных наплавки) и защитных покрытий: цинкование гальваническое, термодиффузионное, горячее диффузионное железо-оцинкование и др.

1.3.1 Методы выплавки и легирования трубных марок сталей

Подход к разработке схемы легирования во все времена базировался на существующих технологиях выплавки и прокатки и стоимости легирующих и/или модифицирующих добавок. Нефтегазовая отрасль всегда стимулировала развитие металлургических технологий, например, требованием сероводородостойких труб, что привело к снижению в стали содержания углерода, серы и вредных примесей; высокой вязкости - было снижено содержание углерода, серы, фосфора и вредных примесей; повышенной прочности – опробовали микролегирование, твердо растворное упрочнение, низкотемпературную прокатку и ускоренное охлаждение.

Одной из основных концепций легирования и модифицирования трубных сталей является получение мелкозернистой структуры стали с использованием микролегирующих добавок. Влияние нитридообразующих элементов V, Nb, Ti, и Al на механические характеристики готового проката за счет измельчения зерна изучено достаточно глубоко и всесторонне [17-21].

Для определения взаимосвязи химического состава металла и его механических свойств была осуществлена статистическая обработка массива данных исследованных партий труб. Результаты обработки по установлению зависимости σ_T от среднего содержания в металле химических элементов и углеродного эквивалента приведены в работе. Наиболее заметное влияние на предел текучести металла труб оказывает кремний: с увеличением его

содержания σ_T металла повышается. Влияние содержания марганца и углерода в металле в пределах, установленных стандартом, на σ_T металла незначительно [22].

Повышения пластических свойств металла можно добиться микролегированием другими химическими элементами (помимо алюминия). Очень эффективно для повышения предела текучести ввод в металл ванадия, способного создавать в легированном металле наследственную мелкозернистую микроструктуру, существенно повышающую механические свойства изделия. Ввод ванадия в сталь даже в количествах менее 0,1% заметно сказывается на механических свойствах металла. Однако при микролегировании ванадием стали марки S355J2H и близких ей по химическому составу содержание углерода в металле должно находиться на нижнем пределе с целью снижения поверхностных дефектов на трубной заготовке и повышения качества ее поверхности. Это мероприятие позволит улучшить качество поверхности труб и снизит количество некондиционной продукции из-за наличия плен [22, с. 83].

Вообще микролегирование стали ванадием (0,05-0,12%) и ниобием (0,03-0,05%) целесообразно осуществлять для повышения прочностных свойств металла (на 10-20%) вследствие процессов дисперсионного твердения. Ввод в расплав этих элементов целесообразен и для сдерживания роста зерен аустенита при нагреве заготовок под прокатку, что в последующем обеспечит повышение уровня ударной вязкости и хладостойкости металла труб [23-25]. Результат микролегирования проявляется при проведении нормализации и термического улучшения стали.

Использование ванадия, ниобия и других микролегирующих элементов приводит к удорожанию и усложнению технологии производства. Тем не менее, микролегирование низкоуглеродистых трубных сталей описывается зарубежными стандартами. Также необходимо учитывать влияние легирования на комплекс механических свойств готовой продукции.

Введение ванадия, даже в малом количестве, способствует упрочнению горячекатаной стали вследствие процессов дисперсионного твердения. Однако измельчение зерна не происходит, также не наблюдается увеличение хладостойкости металла. Только проведение нормализации или термического улучшения способствует измельчению структуры, повышению ударной вязкости и хладостойкости. Микролегирование ванадием в целях повышения показателей механических свойств более эффективно для полуспокойных сталей, чем для спокойных. Необходимым условием является завершение прокатки при достаточно низкой температуре.

Небольшие присадки ниобия задерживают рекристаллизацию аустенита примерно на порядок по сравнению со сталью, не содержащей этого элемента (требуется около 10 с при 870 °C для завершения рекристаллизации стали с ниобием), поэтому ускоренное охлаждение является более эффективным средством сдерживания рекристаллизации в модифицированных сталях [22, с. 84].

Повышенное содержание легирующих элементов в стали, особенно ниобия, при пониженных температурах окончания процесса прокатки способствует увеличению прочностных характеристик без существенного изменения его пластичности и вязкости при минусовых температурах испытания. Быстрое охлаждение металла при температурах превращения способствует образованию мелкозернистого феррита, который в дальнейшем не огрубляется в случае замедленного охлаждения проката. При этом следует отметить, что быстрое охлаждение проката позволяет сохранить в твердом растворе большую часть модифицирующих добавок, обеспечивающих дисперсионное твердение уже в феррите, которое сопровождается эффектом повышенного упрочнения по сравнению с выделениями их в аустените.

Комплексное микролегирование ниобием и титаном способствует измельчению зерна аустенита. Также можно выделить систему одновременного микролегирования стали ванадием, алюминием и азотом, создающей лучшие условия для формирования вторичных фаз. Обычно растворение нитрида ванадия происходит при 1100°C, тогда как при наличии достаточного количества алюминия эта температура возрастает до 1350 °C, однако явное выделение нитрида ванадия происходит в феррите при 600-700°C при достаточно небольших скоростях охлаждения (10-100 °C/мин). При достаточно долгой выдержке проката становится возможным выделение нитрида ванадия в аустените.

Количество алюминия в сталях с ванадием и азотом не должно превышать 0,025%, для исключения образования нитрида алюминия вместо требуемых вторичных фаз нитрида ванадия, при недостаточном же количестве алюминия может произойти интенсивный рост зерна при 1050°C. При избыточном содержании алюминия в стали может также происходить снижение устойчивости аустенита и эффекта дисперсионного твердения. Для получения оптимальных свойств рекомендуемое содержание в стали ванадия 0,08-0,13%, алюминия 0,02% и азота 0,02%.

Определение роли нитридообразующих элементов в формировании мелкозернистой структуры на стадии разлива сляба описано также в работе [26]. Авторами установлено превалирующее влияние карбонитридов ванадия на образование мелкозернистой структуры при кристаллизации слитков из низколегированной стали. Разрабатывалась концепция гарантированного получения первичной мелкозернистой структуры сляба, суть которой состояла в изменении порядка ввода и количества подаваемых в сталь сплавов, содержащих V, Nb, Al и Ti [27, 28]. Предпосылкой для разработки этой концепции послужило то, что концентрации азота в конвертерной стали в пределах 0,004-0,007 %, согласно стехиометрическим расчетам, недостаточно для одновременного образования нитридов со всеми подаваемыми в ковш элементами: Al, Ti, V, Nb и в некоторых случаях В.

За основу идеи авторы приняли достаточно заметную, определенную термодинамическими расчетами с использованием данных [29, 30], разность величин изменения свободной энергии образования карбидов и нитридов между двумя основными группами подаваемых в сталь элементов —

алюминий-титановой и ванадий-ниобиевой. При одновременной подаче этих элементов в сталь в первую очередь образуются и остаются устойчивыми на всем интервале температур карбиды и нитриды титана и алюминия. Более эффективные для формирования дисперсной структуры нитриды ванадия образуются только с достаточными концентрациями азота, т. е. в менее термодинамически и кинетически выгодных условиях. Все справедливо и относительно процессов образования карбидов этих элементов, особенно в условиях легирования ими низкоуглеродистой стали [31].

В итоге, результатом всех схем легирования оказались два основных типа микроструктур, которые повсеместно берутся за основу при производстве нефтегазопроводных труб. Ими оказались феррито-перлитные структуры (Ф+П) и феррито-бейнитные структуры (Ф+ИФ). Игольчатый феррит (ИФ) также называют бейнитом. Далее, с разработкой более высоких классов прочности, появился третий приоритетный тип микроструктуры, состоящий из других видов бейнита (Б) в комплексе с небольшим количеством мартенсита (М).

Для нефтегазопроводных труб стали снижать содержание углерода и добавлять марганец и кремний. Такую схему легирования применяют для сталей невысоких классов прочности API 5LB и X42. Для производства сталей класса API X52-X70 вводят добавки одного или двух микро легирующих элементов в количестве $\leq 0,065\%$ каждого, и в небольшом количестве медь, никель, хром как упрочняющие твердый раствор элементы. В большинстве случаев, в трубных сталях микро легирующими элементами по стандарту API являются ниобий или ванадий, который вводится для дополнительной прочности. Традиционной схемой легирования считается C-Mn-Si, и даже в случае ввода модификаторов, структура получается ферритно-перлитной. Данная схема легирования является наиболее дешевой.

Для придания стали повышенной прочности (API X70 и выше, API X65 при использовании менее мощных толстолистовых станов) схема легирования базируется на C-Mn-Si с добавлением микролегирующих элементов и небольшого количества упрочнителей твердого раствора (медь, никель, хром, которые могут вводиться по отдельности и в разных пропорциях, но не более 0,6%), и молибдена (порядка 0,3%). Молибден и вводимые микролегирующие добавки в результате пластической деформации и термообработки придают микроструктуре феррито-бейнитный состав. Также для получения данной микроструктуры иногда используют ниобий в количестве до 0,11% без добавления молибдена. Такой метод получил название высокотемпературной обработки (ВТО), так как температура окончания прокатки зачастую превышает на несколько десятков градусов температуру A_{r3} .

При производстве стали повышенных классов прочности как API X100 и X120 применяют большие количества упрочнителей твердого раствора Mn, Cu, Ni, Cr и Mo с добавлением бора. Добавление этих элементов способствует образованию в структуре другой разновидности бейнита и небольшого количества мартенсита. Недостаток такого метода - ухудшается свариваемость и повышаются затраты. Схемы легирования и виды микроструктур для сталей разных классов прочности (по стандарту API) приведены в таблице 5 [32].

Таблица 5 – Выбор схемы легирования трубных сталей по стандарту API

Класс прочности API	Выбор схемы легирования
X120	Структура: ИФ+Б+М, при содержании, %: C<0,10; Mn<2,0; Si<0,40; Nb<0,06; Cu, Ni, Cr, Mo, V, B; $P_{cm} < 0,25$
X100	Структура: ИФ+Б, при содержании, %: C<0,06; Mn<2,0; Si<0,40; Nb<0,06; Cu, Ni, Cr, Mo, V; $P_{cm} < 0,23$
X80	Структура: Ф+ИФ, при содержании, %: C<0,06; Mn<1,70; Si<0,40; Nb<0,10; Cu, Ni, Cr; $P_{cm} < 0,18$ Структура: Ф+ИФ, при содержании, %: C<0,06; Mn<1,70; Si<0,40; Nb<0,10; Cu, Ni, Mo; $P_{cm} < 0,21$
X70	Отношение $D/t < 50$, структура: Ф+ИФ, при содержании, %: C<0,06; Mn<1,65; Si<0,40; Nb<0,10 или Nb+Mo; $P_{cm} < 0,18$ или 0,21 Отношение $D/t > 50$, структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,10; Mn<1,65; Si<0,40; Nb<0,065 или Nb+V<0,15; $P_{cm} < 0,20$
X65	Структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,10; Mn<1,65; Si<0,40; Nb<0,065 или Nb+V<0,15; $P_{cm} < 0,23$
X65 для кислых сред	Структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,05; Mn<1,35; S<0,003; Si<0,30; Cu+Ni+Cr<0,70; Nb<0,065 или Nb+V<0,15; $P_{cm} < 0,15$
X60	Структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,10; Mn<1,50; Si<0,40; Nb<0,065 или Nb+V<0,12; $P_{cm} < 0,23$
X60 для кислых сред	Структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,05; Mn<1,20; S<0,003; Si<0,30; Cu+Ni+Cr<0,70; Nb<0,065 или Nb+V<0,12; $P_{cm} < 0,15$
X52	Структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,10; Mn<1,20; Si<0,40; Nb<0,050; $P_{cm} < 0,17$
X52 для кислых сред	Структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,05; Mn<1,10; S<0,003; Si<0,30; Cu+Ni+Cr<0,60; Nb<0,050 или Nb+V<0,10; $P_{cm} < 0,13$
X42	Структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,10; Mn<1,00; Si<0,40; Nb<0,050; $P_{cm} < 0,16$
5LB	Структура: Ф+П, при содержании, %: C<0,20; Mn<1,00; Si<0,40; $P_{cm} < 0,16$

Традиционно для изготовления обсадных и насосно-компрессорных труб применяются стали 30Г2, 35Г2С, 37Г2С, 40Г и др. Такие трубы имеют высокие прочностные свойства, но недостаточно длительную коррозионную стойкость. С целью повышения коррозионной стойкости труб применяют стали, дополнительно легированные хромом, например, 32ХМА и 38ХНМ. При введении 1% (масс.) хрома повышается стойкость стали к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН) [33], однако ее коррозионная стойкость в CO₂-содержащей среде также недостаточна. Значительное увеличение концентрации хрома до 9% (масс.) приводит к повышению коррозионной стойкости к углекислотной коррозии, но снижению стойкости к СКРН [34] и прочностных свойств металла труб. Получить одновременно высокие прочностные, вязко-пластические свойства и коррозионную стойкость возможно за счет получения в составе стали карбидной фазы определенного состава, размеров и распределения, что достигается термической обработкой [35].

По результатам исследований ООО «Самарской ИТЦ», а также по литературным данным [36], наилучшим комплексом коррозионных и прочностных свойств обладает сталь, содержащая до 5% (масс.) хрома,

легированная молибденом. Наиболее близкой по химическому составу является сталь 15X5M [37]. Сталь 15X5M преимущественно используется как теплостойкая для производства труб, деталей насосов и котлов, работающих при повышенных температурах. Для производства НКТ и обсадных труб она ранее не использовалась. Авторы работы [35] исследовали коррозионную стойкость и прочностные свойства НКТ, изготовленных из стали 15X5M, после термической обработки по различным режимам. В результате термической обработки (нормализации с двойным отпуском) стали 15X5M формируется структура, состоящая из рекристаллизованных зерен феррита и карбидов типа $Me_{23}C_6$ и Mo_2C . Дисперсные карбиды Mo_2C , равномерно распределенные по всей структуре, как утверждают авторы, являются дополнительными «ловушками» водорода, снижающими его локальную концентрацию. Указанную марку стали предлагается использовать для производства хладостойких и стойких к углекислотной и сероводородной коррозии НКТ группы прочности L80 (стандарт API 5CT).

Механические свойства труб, а также специальные технологические требования к ним, традиционно считается, что зависят, в первую очередь, от самого материала (марки стали), используемого для их изготовления, и термической обработки, которой они могут быть подвергнуты. В трубопрокатном переделе на механические и технологические свойства труб обычно заметное воздействие оказывают температурно-скоростные режимы деформации и охлаждения, формирующие ту или иную структуру. В связи с этим стабильность механических свойств и структуры металла труб, их соответствие требуемым по нормативным документам показателям прочности и пластичности должны быть гарантированы техническим уровнем состояния всей сквозной технологии - от выплавки стали до готовой металлопродукции.

1.3.2 Методы нанесения защитных покрытий и наплавов

Что касается разработки и внедрения защитных покрытий труб и наплавов, то здесь можно выделить работы таких ученых и производителей как Чижов И.А., Пачколина П.А, Проскуркин Е.В., Большаков В.И., Дергач Т.А., Петров И.В., Дмитриев В.Б.

Учеными ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» (Россия, г. Екатеринбург) были проведены разработка и испытания защитных покрытий, как одного из перспективных направлений увеличения срока службы резьбового соединения «труба-муфта», изучены эксплуатационные свойства покрытий на трубных сталях 45, 30Г2, 37Г2Ф и 37Г2С разных групп прочности [38, 6].

В качестве защитных покрытий ученые использовали цинкование трех видов: гальваническое, термодиффузионное и горячее, имеющих место применения на некоторых российских трубных предприятиях.

Цинковые покрытия наносили на муфты НКТ и образцы-свидетели размерами 25x10x10 мм, вырезанные без нагрева из пяти заготовок муфт. Горячее цинкование проводили на предприятии ОАО «Уралэлектромедь» (УГМК) при температуре расплава 450 °С в ванне объемом 72 м³. Состав

ванны, %: Zn 98; Pb 0,56; Al 0,003; Ni 0,006; примеси: Fe<0,025, Cd<0,0012, Sn<0,001, Cu<0,01.

Термодиффузионное цинкование в порошках производили в условиях Финишного центра цеха № 4 ОАО «Первоуральский новотрубный завод» (группа ЧТПЗ). Термодиффузионное цинкование осуществлялось при температуре 380-420 °С в атмосфере азота (остаточное давление воздуха составляло 10,1 кПа) при реверсивном движении печи в наклонном положении (5-10° к горизонту) в течение 3,5-4 ч. Состав насыщающей смеси: модифицированный порошок цинка (99% Zn) с размером частиц цинка 10-60 мкм и удельной поверхностью не более 0,8 м²/г.

Гальваническое покрытие проводили в ОАО «Уральский завод тяжелого машиностроения» (Машиностроительная корпорация) и проходило в два цикла: пескоструйная обработка поверхности для улучшения адгезии цинка и цинкование в ванне с электролитом, состоящим из сернокислого цинка (200 г), сернокислого аммония (50 г), уксуснокислого натрия (15 г) и воды (1000 г). Рабочая температура электролита составляла 20°С, плотность тока 1,5 А/дм². Цинковый электрод (катод) и защищаемый металл (анод) подключали к внешнему источнику тока [38, с. 95].

В результате анализа полученных данных и в соответствии с требованиями ряда нормативно-технических документов (ГОСТ Р 9.316-2006 «Покрытия термодиффузионные цинковые»; ГОСТ Р 9.307-89 «Покрытия цинковые горячие», СТО 02494680-0034-2004 «Покрытия защитные термодиффузионные цинковые на элементах металлических конструкций и крепежных изделиях»; EN-ISO1461 «Защита от коррозии. Покрытия, наносимые на отдельные детали методом горячего цинкования. Требования и испытания»), учеными была выполнена комплексная оценка качества покрытий. В качестве количественной оценки критериев качества покрытий была разработана математическая модель расчета. Показателями качества служили: толщина покрытия; равномерность; пористость; прочность сцепления с основой (адгезия); износостойкость; микротвердость; коррозионная стойкость (питтингостойкость). Термодиффузионное покрытие имеет значительно более высокую твердость по сравнению с горячим и гальваническим, а также наибольшую износостойкость [39].

Авторы работы [40] добиться повышения коррозионной стойкости и увеличения срока службы НКТ предлагают покрытиями типа «дуплекс-система». Покрытия представляют собой комбинацию металлического покрытия (из цинка или железоцинкового сплава) и нанесенного одним или несколькими слоями краски или порошкового покрытия. Подобная «дуплекс-система» из металлического и неметаллического покрытий обеспечивает противокоррозионные свойства стального изделия в агрессивных средах за счет сочетания электрохимического защитного эффекта цинкового покрытия с гидроизолирующим эффектом лакокрасочного.

Также для повышения прочности и защиты НКТ от коррозионно-эрозионного воздействия используют такие покрытия, как гальванические,

фосфатные, полимерные, стеклоэмалевые, эмалевые и др., которые наносят на внутреннюю, реже внешнюю поверхность труб.

1.3.3 Методы термомеханического и термического упрочнения труб

Цели термической обработки труб:

- Обеспечение необходимого уровня механических и технологических свойств;
- Подготовка соответствующей структуры для механической, термомеханической или химико-термической обработки труб;
- Выравнивание структуры и свойств труб.

Термическая обработка является как окончательной операцией в процессе производства труб (бесшовных и сварных), так и промежуточной между деформацией (т.н. передельные трубы). Также, термическая обработка труб может быть объемной и локальной.

Удельную продолжительность нагрева (z) труб выявляют по номограммам. Зная температуру печи $t_{\text{п}}$, температуру нагрева труб $t_{\text{н}}$, размер трубы, выраженный через отношение толщины стенки к диаметру s/D (коэффициент формы трубы K), можно рассчитать удельную продолжительность нагрева. При изменении температуры по длине рабочего пространства печи определяют величину среднего теплового потока ($\bar{q}$) по соответствующим номограммам, а затем удельную продолжительность нагрева [10, с. 215].

Температурный режим нагрева заготовок в кольцевой печи и прошивки на прошивном стане ТПА приведен в таблице 6.

Таблица 6 - Режим нагрева заготовок в кольцевой печи и температура прошивки [22, с. 85].

Марка стали	Диаметр заготовки, мм	Время нагрева, мин	Температура печи на выдаче, °C	Температура прошивки, °C	Удельная продолжительность нагрева, мин/см
P195TR2, P235TR2, P265TR2, P235GH, P265GH, P355NH, P355NL2, C15E, C35E, E470, S355J2H	140	70-90	1230-1250	1200-1230	5,0-6,5
	160	80-105			
Д, 36Г2С, 16MnCr5, X46, X52	140	70-90	1210-1230	1180-1210	5,0-6,5
	160	80-105			

При остановке стана на время более 2 ч металл желательно удалить из печи, чтобы избежать обезуглероживания поверхностного слоя заготовки. При прокатке заготовок с обезуглероженной поверхностью могут наблюдаться повышенное развитие поверхностных дефектов (пен) и ухудшение механических свойств металла готовых труб.

Процесс прошивки осуществляется при настроечных параметрах стана, приведенных в таблице 7. При этом температура заготовки при прошивке

должна быть не менее 1150 °С. Процесс раскатки гильз и редуцирования труб производится по существующим таблицам калибровки для труб соответствующих размеров. Температура гильз при прокатке труб на непрерывном стане должна быть не ниже 1000°С.

Таблица 7 - Параметры настройки прошивного стана при угле подачи 12°

Диаметр заготовки, мм	Обжатие в пережиме		Расстояние между	
	мм	%	валками, мм	дисками, мм
140	22,0	15,7	118	128
160	25,0	15,6	135	146

Перед редуцированием для выравнивания температуры металла по длине труб их необходимо подогревать в индукционной печи. Режим нагрева труб должен быть таким, чтобы их задача в редуционный стан осуществлялась при 870-910°С. Это мероприятие позволит изготавливать трубы в необходимом структурном состоянии металла. Соблюдение этого температурного режима желательно при изготовлении труб с толщиной стенки 10 мм и более.

Термической обработке должны подвергаться трубы, для которых эта технологическая операция предусмотрена нормативной документацией, как, например, трубы групп прочности К и Е из стали 36Г2С (по ГОСТ 632) или в случае невыполнения требований стандарта в горячекатаном состоянии по прочностным и пластическим свойствам металлопродукции. С целью получения труб с необходимыми механическими свойствами были разработаны режимы термической обработки.

Для сталей, микролегированных ниобием или ванадием, при невыполнении требований стандарта в горячекатаном состоянии предусмотрены следующие виды обработки:

- при запасе пластичности для повышения уровня ударной вязкости (хладостойкости) и прочностных свойств (σ_b , $\sigma_{0,2}$) проводить термическое улучшение: закалку + высокий отпуск;

- при достаточном запасе по уровню прочности, но низкой ударной вязкости и пластичности проводить нормализацию.

Для труб, которые в горячекатаном состоянии не обладали необходимым уровнем механических свойств, были предложены следующие виды дополнительной термической обработки по улучшению их потребительских свойств.

Нормализация труб должна осуществляться по следующему режиму: температура нагрева металла 900-950°С; продолжительность (нагрев + выдержка) в зависимости от толщины стенки должна иметь значения, представленные в таблице 8.

После нагрева охлаждение труб осуществляется на спокойном воздухе или с помощью вентилятора.

Нормализация позволяет повысить вязкость и пластичность металла труб при незначительном повышении (или практически одинаковом) уровня прочности. При нормализации меняется морфология перлита - он становится зернистым. При суммарном содержании в стали $(C + 0,25\% Mn) \geq 0,44\%$ после нормализации обеспечивается примерно следующий уровень механических свойств металла: $\sigma_B = 540-550 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 390-400 \text{ Н/мм}^2$, $\delta = 27-30\%$ и $KCU^{-40} \geq 75 \text{ Дж/см}^2$. Критическая температура хрупкости металла после нормализации труб смещается в сторону более низких температур. Микролегирование стали ванадием до 0,05% позволяет повысить служебные характеристики труб по следующим показателям: прочность примерно на 10 Н/мм^2 , вязкость разрушения KCU^{-40} примерно на 6 Дж/см^2 без снижения пластичности металла.

Нагрев труб под закалку осуществляется по режиму, принятому для нормализации (температура и время нагрева). Температура нагрева металла при отпуске $600-650^\circ\text{C}$. Время нагрева и выдержки в зависимости от толщины стенки труб указаны в таблице 8:

Таблица 8 – Режим нагрева и выдержки в зависимости от толщины стенки труб при нормализации и закалке

Режим нормализации		Режим заковки	
Толщина стенки, мм	Время нагрева, мин	Толщина стенки, мм	Время нагрева, мин
6	7,5	6	11,5
10	12,5	10	19,5
15	19	15	29
20	25	20	38

Заковка в воде с последующим высоким отпуском позволяет повысить прочностные характеристики металла труб в среднем до значений $\sigma_B = 670 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 475 \text{ Н/мм}^2$ и более. При этом значительно возрастает и ударная вязкость материала труб, особенно при отрицательных температурах испытания: KCU^{-40} до 64 Дж/см^2 , а KCU^{-60} до 53 Дж/см^2 (в сравнении с $KCU^{-60} = 37 \text{ Дж/см}^2$ для горячекатаного состояния).

Снижение температуры отпуска труб повышает прочностные свойства металла, но снижает его пластичность и ударную вязкость. Так, например, после отпуска труб при 500°C в сравнении с отпуском труб при 650°C уровень прочностных свойств металла возрастает почти на 10%, а относительное удлинение и ударная вязкость снижаются примерно в 1,5 раза.

Разработанные режимы нормализации и заковки труб могут быть также использованы для термообработки труб, для которых эти операции необходимы по нормативной документации.

Наиболее перспективным технологическим приемом для повышения механических свойств металла оказалось завершение процесса прокатки на редуционном стане при температуре труб $870-850^\circ\text{C}$. При этом повышаются предел текучести и относительное удлинение металла без дополнительной термической обработки. Особенно эффективен этот прием для стали,

содержащей примерно 0,03% ниобия. Для этой стали повышение потребительских свойств готовой продукции может быть достигнуто применением ускоренного охлаждения труб. Снижение температуры окончания прокатки на редуционном стане до 850-870°C также может быть успешно использовано для нормализующей прокатки труб из углеродистой стали сортамента предприятия.

Немало важное значение при термической обработке имеет эффективный выбор конструкции охлаждающего устройства. Обеспечение равномерного охлаждения по периметру трубы обеспечивается за счет симметричного и равномерного подвода охлаждающей среды и ее вращением вдоль продольной оси.

Термическая обработка труб осуществляется в основном на непрерывных линиях. Приведем примеры устройства термических отделений российских трубопрокатных заводов. Процесс осуществляется следующим образом: трубы с помощью мостового крана укладываются на стеллаж, дозатор передает их по одной на задающий рольганг для ввода в печь для нагрева под закалку. Из печи труба поступает в струйное охлаждающее устройство. При выходе заднего конца трубы из охлаждающего устройства скорость ее перемещения увеличивается с целью образования разрыва во времени между трубами. После закалки переключатель укладывает трубу на задающий рольганг отпускной печи. Затем трубы рольгангом подают в стан тепловой калибровки, откуда по наклонному столу они скатываются к упору и по вводному рольгангу поступают на холодильник, при необходимости трубы по рольгангу могут быть переданы к стану холодной правки, на стеллаж осмотра [10, с. 217].

Нормализация на приведенном агрегате осуществляется двумя потоками одновременно: 1) трубы со стеллажа через печь передают на холодильник и правильный стан; 2) трубы со стеллажа передают рольгангом в печь, и оттуда они поступают в холодильники, а после на холодную правку. Описанная технология является традиционной, и определяется видом труб и составом оборудования.

На Таганрогском металлургическом заводе при производстве бурильных и обсадных труб с утолщенными концами проводят обработку током высокой частоты утолщенных концов перед осуществлением нагрева всей трубы под закалку, и перед отпуском проводят двустороннее спрейерное охлаждение концов трубы. Причем передний конец охлаждается движущимся вместе с трубой внутренним спрейером, а задний – заливкой воды внутрь наклонными струями наружного спрейера [10, с. 218].

В настоящее время все ведущие предприятия, выпускающие трубы нефтегазового сортамента, ввели в эксплуатацию поточные линии термической обработки труб. Это позволило осуществлять производство высокопрочных труб с повышенной хладостойкостью и коррозионной стойкостью. Поточная линия имеет в своем составе следующее оборудование: закалочная печь, закалочная машина, отпускная печь с высокой точностью нагрева по всей поверхности в узком интервале температур, пятиклетевой калибровочный стан, охладительный стол, косовалковый правильный стан, приборы

неразрушающего контроля, замера диаметра и толщины стенки трубы. В настоящее время подобные линии имеют Волжский трубный завод (две линии), Первоуральский новотрубный завод (пуск 2009 г.), Северский трубный завод (две линии), Синарский трубный завод (две линии), Таганрогский металлургический завод (пуск 2009 г.), Выксунский металлургический завод (цех № 3) и ТОО «KSP Steel» [5].

Очень важное значение на качество конечной продукции оказывает режим термомеханической обработки, так как способствует образованию той или иной структуры, и соответственно, обеспечивает требуемый уровень свойств.

На основе анализа доступной патентной информации рассмотрена эффективность использования новых технических решений термомеханической обработки труб (ТМО). Уровень механических свойств во многом зависит от интервала скорости охлаждения по толщине стенки трубы, что определяет формирование заданной структуры. Скорость охлаждения, в свою очередь, зависит от многих параметров и технологических особенностей процесса изготовления труб, а также от свойств стали.

На рисунке 3 показана зависимость коэффициента теплоотдачи α от параметра водовоздушной смеси охладителя – отношения массы воздуха к массе воды ($M_{\text{возд}}/M_{\text{вод}}$) [41].

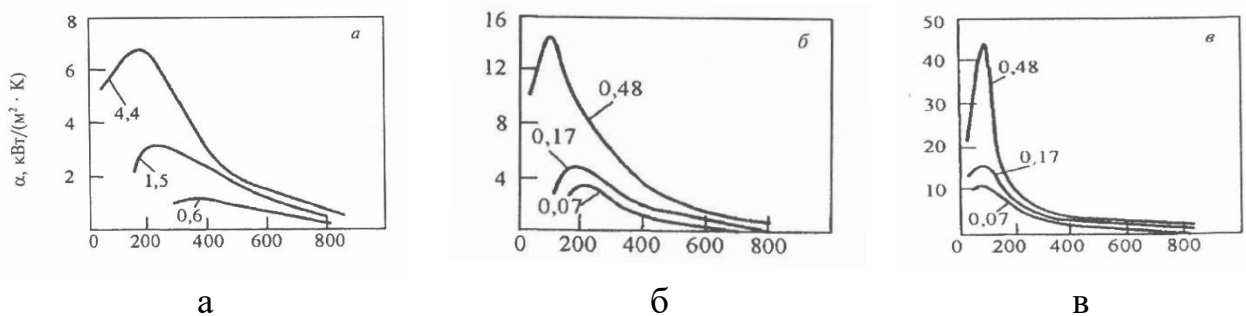


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента теплоотдачи от температуры при постоянном удельном расходе воды 4 (а), 16 (б) и 36 м³/(м²·ч) (в); цифры у кривых – соотношение масс воздуха и воды в охладителе

Регулированием соотношения расходов воды и воздуха в смеси достигаются разные скорости охлаждения – от воздушного до водяного. Общую скорость охлаждения можно повысить, увеличивая расход воды (рисунок 4).

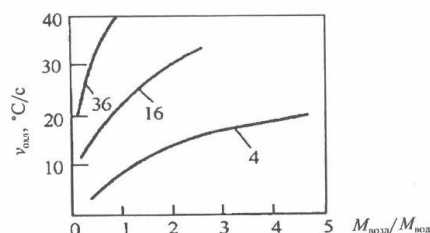


Рисунок 4 – Изменение средней скорости охлаждения $v_{\text{охл}}$ образца толщиной 17 мм в зависимости от массового отношения воздуха и воды $M_{\text{возд}}/M_{\text{вод}}$ при постоянном расходе воды (цифры у кривых – м³/(м²·ч)

Изменение температуры и скорости охлаждения обсадных труб диаметром 146 мм со стенкой 11 мм в процессе движения через спрейер № 2 Синарского трубного завода представлено на рисунке 5. Опыт производства труб с закалкой во вращающемся спрейере ($n = 15$ об/мин, расход воды $320 \text{ м}^3/\text{ч}$) показал, что обеспечивается требуемая геометрия изделий, позволяющая транспортировать их в линии без задержки. Прочностные и пластические свойства металла соответствуют группе прочности Е. Разброс твердости по окружности труб после закалки и отпуска не превышал HRC 2-5.

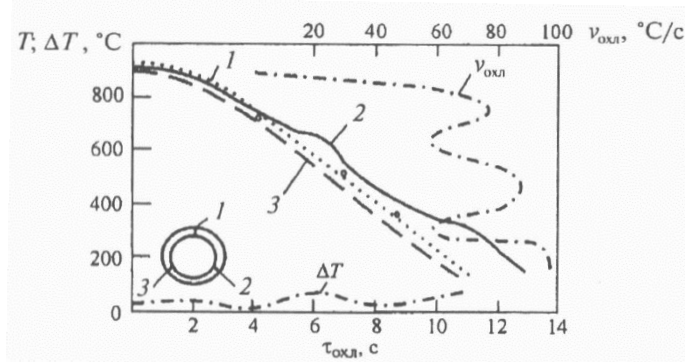


Рисунок 5 – Изменение температуры (1-3) и скорости охлаждения от длительности охлаждения труб размером 146x11 мм:

1, 2 – наружная поверхность; 3 – внутренняя; ΔT – перепад температур по периметру

Методы ТМО можно условно классифицировать по способу охлаждения, основываясь на технических решениях, содержащихся в авторских свидетельствах и патентах: многостадийная обработка с применением различных режимов охлаждения и нагрева [42–46] и с одновременной деформацией [47]; с охлаждением в ограниченных временных интервалах [48, 49]; с регулированием скорости и направления потока охладителя [50–53]; с “вращающимися” потоками охладителя [54–59]; с перемещением трубы в среде охладителя [60, 61]; с защитой от попадания охладителя во внутреннюю полость трубы [62]; с оптимизацией движения трубной заготовки на различных этапах получения труб [63].

Как следует из этой классификации, интенсификация и улучшение процесса охлаждения направлены на усиление взаимодействия трубы и охлаждающей среды.

На основе анализа патентов автором [64] совместно с коллегами предложены улучшенные способы ТМО [41].

Используя в качестве прототипа авторские свидетельства [8, 9], предложили [65] ограничивать длительность воздействия охладителя на трубу для получения необходимой структуры материала. Это достигается следующим образом: наружная поверхность трубы после выхода из клетки стана подвергается интенсивному охлаждению (6-7 л/с на 1 мм толщины стенки) в течение 0,15-0,30 с начиная с температуры 830–850°C. При этом в поверхностном слое трубы формируется отпущенная мартенситно-бейнитная структура, а в остальной части стенки – дисперсная ферритно-перлитная с

пониженным содержанием феррита. В таблице 9 представлено сравнение методов.

Таблица 9 - Свойства термомеханически обработанных на ТПА -80 труб размером 73 x 5,5 мм из стали с 0,36% С; 1,37% Мп и 0,51%Si*

Пример	T _{к.д.} , °C	τ_1 , с	G, л/(с·мм)	σ_B , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	KCU ₋₆₀ , Дж/см ²	Группа прочности E**
1	830	0,15	6,0	742-780	623-660	110-150	+
2	840	0,20	6,5	826-864	660-733	110-140	+
3	850	0,30	7,0	850-903	705-753	80-90	+
Прототип [48]	1050-1070	-	-	750-775	473-500	40-50	-

T_{к.д.} – температура окончания деформации; τ_1 – время охлаждения; G – расход воды; σ_B – временное сопротивление разрыву; σ_T – предел текучести; KCU₋₆₀ – ударная вязкость при -60°C.
 ** Удовлетворяет (+) и не удовлетворяет (-).

С развитием патента [65] связано изобретение [66], в котором было предложено сделать процесс воздействия охладителя на трубу не только кратковременным, но и цикличным. Трубы из углеродистых и низколегированных сталей интенсивно охлаждают водой после выхода из последней клетки стана начиная с 800–840°C в течение 3–5 с со средней скоростью 30–40°C/с за 6-10 циклов общей длительностью 0,2–0,3 с, после паузы 0,15–0,2 с предусматривают медленное охлаждение. Снижение температуры металла до 800–840°C относительно рекомендованной по прототипу 830 - 850 °C способствует не только измельчению зерна аустенита и, следовательно, улучшению конечных свойств (таблица 10), но и уменьшению искривления труб при дальнейшем охлаждении. Поверхностный мартенситно-бейнитный слой имеет большую глубину, чем в сравниваемом варианте, а переход к основной структуре более плавный.

Таблица 10 – Свойства термомеханически обработанных на ТПА-80 труб размером 73x5,5 мм из разных сталей (20, Д, 37Г2С)

Сталь	Группа прочности по ГОСТ 633-80	N (число циклов)	τ_1 , с	σ_B , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	Результат соответствия НДТ
Вариант ТМО [66]							
20	ДС	10	-	550	440	27	+
Д	К	6	-	720	530	18	+
Д	Е	10	-	760	568	17	+
Вариант ТМО [65]							
37Г2С	Е	6	-	780	582	17	+
37Г2С	Л	10	-	810	690	15	+
Вариант ТМО [65]							
20	ДС	1	0,3	480	350	27	-
Д	К	1	0,3	662	490	20	-
37Г2С	Е	1	0,3	720	605	14	+
37Г2С	Л	1	0,3	770	605	12	+

Дальнейшим развитием способов [65, 66, 48] стало изобретение [67], в котором для улучшения структуры труб из сталей с ниобием и/или ванадием предложено применять не только краткие циклы охлаждения, но и одновременную деформацию, в процессе которой труба частично остывает и в стали выделяются карбиды ниобия. Реально это осуществляется таким образом: после предварительной горячей деформации трубы охлаждают на воздухе в течение 50-60 с до 735-770°C, затем их нагревают до 810-850°C для окончательной деформации, а после нее охлаждают водой в течение 1,5-2,0 с (средняя скорость 20 - 25 °C/с), после чего на воздухе. При охлаждении до 735-770°C в стали выделяется ниобий (около 50 % абсолютного содержания) в виде частиц карбидов и карбонитридов. При последующем нагреве и во время междеформационных пауз дисперсные частицы тормозят движение дислокаций и границ, что обуславливает сильное измельчение аустенитного зерна. В таблице 11 представлено сравнение методов [66] и [67].

Таблица 11 – Свойства термомеханически обработанных на ТПА-80 труб размером 73x5,5 мм из сталей, микролегированных ниобием и ванадием*

Вариант	Сталь	τ_{2**} , с	τ_1 , с	v_o	σ_B , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	KCV ₋₄₀ , Дж/см ²	Группа прочности	Результат соответствия НДТ
[67]	1	60	2	20	805	560	22,0	85	Е	+
	2	60	2	20	862	665	23,0	102	Л	+
[66]	1	-	5	35	892	735	10,5	90	Л	- (δ_5 менее нормы)
	2	-	5	35	780	780	1,2	120	Л	То же
* 1 – сталь с 0,45 % С; 0,82 % Мп; 0,045 % Nb; 2 – сталь с 0,30 % С; 0,60 % Мп; 0,032 % Nb; 0,052 % V. ** Длительность выдержки после предварительной деформации.										

Способ автоматизации процесса изготовления труб [63] получил свое развитие в изобретении [68]. В нем был совершен переход от табличных данных и зависимостей, выявленных из лабораторных экспериментов для каждого материала, к прямым измерениям температуры трубной заготовки на каждом этапе технологического процесса. В прототипе [63] в момент входа трубы (рисунок 6, точка А) в индукционную печь ее мощность ступенчато увеличивают пропорционально разности температур $T_{зад} - T_1$, где $T_{зад}$ – заданная температура нагрева заготовки. При входе точек В и С трубы мощность печи в соответствующие моменты времени ступенчато повышают пропорционально разности температур $T_1 - T_2$, $T_2 - T_3$.

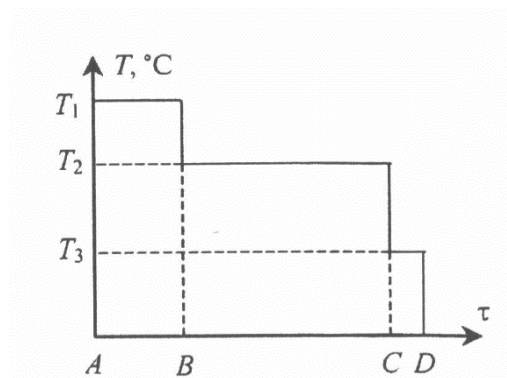


Рисунок 6 – Температурная циклограмма нагрева заготовки в индукционной печи: *A – вход заготовки в печь; B – первое ступенчатое понижение температуры; C – второе ступенчатое понижение температуры; D – конец заготовки*

В изобретении [68] изменение температуры и нагрева заготовки в индукционной печи отслеживается с помощью автоматизированной системы (рисунок 7).

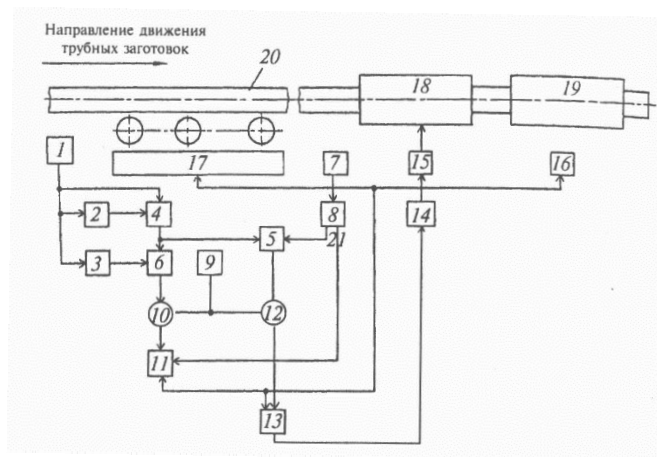


Рисунок 7 - Блок автоматизированной системы управления:

1 – датчик температуры; 2 – блок определения участков заготовки с постоянной температурой; 3 – блок формирования сигнала наличия заготовки; 4 – блок усреднения температуры заготовки по участкам заготовки; 5 – блок памяти средних температур по участкам заготовок; 6 – блок выявления температуры наиболее холодного участка; 7 – датчик перепада средних температур по участкам заготовки; 8 – формирователь импульсов; 9 – датчик температуры; 10 – первый узел сравнения заданной температуры с температурой наиболее холодного участка; 11 – блок расчета скорости; 12 – второй узел сравнения заданной температуры со средней температурой участков; 13 – блок расчета мощности индукционной печи; 14 – усилитель; 15 – высокочастотный генератор; 16 – электропривод редукционного или калибровочного стана; 17 – электропривод транспортирующего рольганга; 18 – индукционная печь; 19 – редукционный или калибровочный стан; 20 – трубная заготовка

Скачкообразное изменение мощности индукционной печи при вхождении каждого участка трубы в зону нагрева осуществляют пропорционально произведению скорости и разности температур - заданной и средней для заготовки. Сигнал, соответствующий этой скорости, с блока 11 поступает на вход блока расчета мощности 13 печи и на выходы схем управления электроприводами транспортного рольганга и валков стана, устанавливая скорость движения трубной заготовки при номинальной мощности печи. Эта скорость будет поддерживаться на постоянном уровне до тех пор, пока через печь не пройдет вся заготовка и не поступит новая.

В это время сигнал о вхождении в печь участка трубной заготовки с постоянной температурой со второго входа формирователя импульсов 8 подается в блок 5 памяти температуры по участкам заготовки, разрешая выдачу на узел 12 сигнала о сравнении температуры первого участка трубной заготовки.

Сигнал T_{cp} в узле 12 рассчитывается из сигнала датчика 9 температуры ($T_{зад} - T_{cp}$), и результирующий сигнал подается на вход блока 13, в котором выполняется операция расчета мощности печи по формуле (1):

$$P = v(T_{зад} - T_{cp}), \quad (1)$$

где P – номинальная мощность печи; K – коэффициент, учитывающий ее КПД, а также теплоемкость, массу погонного метра и конфигурацию заготовки; v – скорость движения заготовки. Сигнал, соответствующий этой мощности, подается на вход усилителя 14, скачком изменяя мощность до величины, необходимой для нагрева первого участка до заданной температуры.

По мере движения трубной заготовки в зоне действия датчика 7 появляется следующий участок заготовки. На выходе датчика и втором входе формирователя импульсов 8 появляется сигнал разрешения выдачи из блока памяти 5 значения средней температуры этого участка, которое записывается с заданным в узел сравнения 12, и в блоке 13 осуществляется пересчет значения мощности печи и ее скачкообразное изменение. Далее эти операции повторяются.

Рассмотрены некоторые способы охлаждения и устройства для их реализации и показана достигаемая эффективность термомеханической обработки.

1.3.4 Классификация структур трубных сталей

Образование тех или иных видов структур определяется широким интервалом температур превращений переохлажденного аустенита в процессе непрерывного охлаждения. Формирование структуры зависит от выбранной согласно технологической схеме производства скорости охлаждения стали, которая может варьироваться от единиц градусов в секунду до десятков. Образующиеся при этом структуры имеют свои особенности. Главная особенность – это обязательное присутствие мелкодисперсных составляющих (фаз или микрофаз), размеры и количество которых не велики, но при этом они

оказывают немалое влияние на механические свойства. Другая особенность – для каждой структурной составляющей характерна своя индивидуальная морфология строения, которая зависит от технологии легирования или модифицирования стали, режимов термической и термомеханической обработки.

В настоящее время существует большое количество определений структурных составляющих углеродистых сталей, предлагаемых разными авторами из разных стран мира, что в целом, затрудняет объективное восприятие классификации структур. Приведем примеры обозначения терминов структур, указанных в некоторых литературных источниках [69–82], таблица 12 [83].

Таблица 12 – Термины и обозначения феррита и бейнита, используемые в литературе [83]

Названия структурных составляющих	Обозначения	Названия структурных составляющих	Обозначения	Названия структурных составляющих	Обозначения
ФЕРРИТ	F	БЕЙНИТ	B	БЕЙНИТ	B
Феррит полигональный (равноосный)	PF, α_p	Феррит игольчатый Феррит / бейнит игольчатый Феррит нижний игольчатый	AF	Бейнит верхний Бейнит верхний игольчатой морфологии Бейнит верхний глобулярной морфологии	FS (UB), B_U
Феррит аллотриоморфный (зернограничный)	GBF	Феррит грубый игольчатый Феррит глобулярный Феррит гранулярный Феррит гранулярный бейнитный	CAF	Бейнит нижний	FS (LB), B_L
Феррит квазиполигональный (массивный)	QPF, α_q	Феррит зернистый Феррит/ бейнит зернистый	GB	Бейнит, зародившийся на границах аустенитных зерен	B (GB)
Феррит первичный	PF	Феррит бейнитный Феррит тонкий бейнитный Феррит упорядоченный	α_b , BF	Бейнит, растущий от границ аустенитного зерна в виде колоний	B-FS (A)
Феррит первичный аллотриоморфный	PF (G)	Феррит пластинчатый	FSP	Бейнит, растущий от границ аустенитного зерна в виде неупорядоченных пластин	B-FS (NA)
Феррит первичный, образовавшийся внутри аустенитного зерна	PF (I)	Феррит реечный	LF	Бейнит, зародившийся внутри аустенитного зерна	B (I)
Феррит полиэдрический Феррит истинный Феррит зернограничный Феррит блочный	PF	Бейнит игольчатый	AF	Бейнит, зародившийся внутри аустенитного зерна в виде колоний пластин	B-FS (I)
		Бейнит гранулярный Бейнит глобулярный Бейнит зернистый Бейнит реечный Бейнит столбчатый	α_b	Бейнит, зародившийся внутри аустенитного зерна в виде отдельных неупорядоченных пластин	B-FP (I)

Четкое понимание структур затрудняет тот факт, что для одной и той же структурной составляющей зачастую используют разные термины и наоборот.

Существуют работы, посвященные классификации структурных составляющих сталей [71, 73–75, 80]. Самыми яркими являются работы по системе классификации структур Комитета по бейниту Японского института железа и стали (ISIJ) и Международного института сварки (IIW). Комитет по бейниту выделяет две группы структурных составляющих: основные (феррит, бейнитный феррит и др.) и дополнительные вторичные фазы, или микросоставляющие (цементитные частицы, остаточный аустенит и др.). Так же на две группы делят структуры и в Международном институте сварки, особенностью деления является характер происходящих превращений. Различают группу структур, возникающую при диффузионном превращении, и группу, формирующуюся при сдвиговом превращении. В обеих классификациях приводится подробная детализация описания структур, которую затруднительно выявлять с помощью оптического микроскопа – основного инструмента материаловеда. В отечественной литературе такая «обременительная» градация структур не используется.

Авторы работы [83] предлагают использовать свою классификацию структур трубных сталей (легированных сталей с содержанием углерода до 0,10-0,12%), удобную для практического использования. При ее разработке авторы разделили структуры на две группы в зависимости от основного механизма превращения структуры:

- образующиеся в результате диффузионного распада переохлажденного аустенита;
- в формировании которых основную роль играет сдвиговый (мартенситный) механизм превращения.

Классификация учитывает различную морфологию структурных составляющих. Продукты промежуточного превращения в разных работах называют по-разному: феррит, бейнит или феррит/бейнит. Термин «феррит» подразумевает малое содержание углерода в α -фазе. По мнению авторов [83], использование термина «бейнит» является более обоснованным. При этом под бейнитом понимают сложную структуру, состоящую из бейнитной α -фазы и вторичных фаз. Подчеркивается, что при формировании бейнитной структуры имеет место сдвиговый механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода; для образующейся α -фазы характерны высокая плотность дислокаций, а также определенная ориентационная связь между решетками этой фазы и аустенита [72].

В таблице 13 приведены структуры, которые следует учесть при составлении классификации [83, с. 46].

Таблица 13 - Структуры низкоуглеродистых трубных сталей [83, с. 46].

Основной механизм превращения	Структурная составляющая	Основной механизм превращения	Структурная составляющая
Диффузионный	Полигональный (равноосный) феррит Аллотриоморфный (зернограничный) феррит Квазиполигональный (массивный) феррит Пластинчатый перлит Вырожденный перлит Видманштеттов феррит	Сдвиговый	Игольчатый бейнит Реечный бейнит Глобулярный (зернистый) бейнит Реечный мартенсит Двойникованный мартенсит

При диффузионном превращении переохлажденного аустенита в низкоуглеродистых сталях основной образующейся фазой является феррит, зарождение которого в большинстве случаев осуществляется на границах исходных аустенитных зерен. Однако, зарождение феррита может происходить и внутри зерна. Такие механизмы носят соответствующие названия аллотриоморфное и идиоморфное зарождение. Во втором случае центрами зародышей являются неметаллические включения (НВ) и карбиды, которые не растворились при высоком нагреве и выделились при охлаждении в аустенитном состоянии. Полигональный или равноосный феррит – формируется при малых скоростях охлаждения, когда диффузионное превращение протекает при достаточно высоких температурах. Зерна полигонального феррита имеют приблизительно равноосную (полиэдрическую) форму, границы зерен при этом ровные. Зерна феррита характеризуются низкой неравномерной плотностью дислокаций, субзеренная структура отсутствует (рисунок 8). Плотность дислокаций возрастает к границам зерен, где осуществляется контакт с кристаллами бейнита [83].

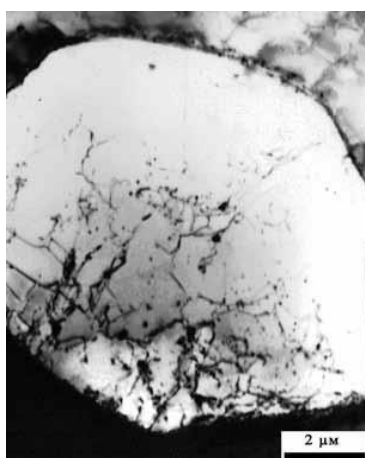


Рисунок 8 – Полигональный феррит: сталь 05Г2МФБ; аустенитизация при 1000 °С; охлаждение 0,2 град/с; ПЭМ [83, с. 46].

Диффузионное превращение феррита происходит по механизму насыщения углеродом непревращенной части аустенита, что приводит к образованию перлита. Однако, если сталь легирована молибденом, марганцем и другими элементами, которые, в свою очередь, замедляют диффузионное превращение, то при определенных условиях охлаждения, островки непревращенного аустенита могут образовать бейнит, если будут переохлаждены до температурного интервала промежуточного превращения (рисунок 9).

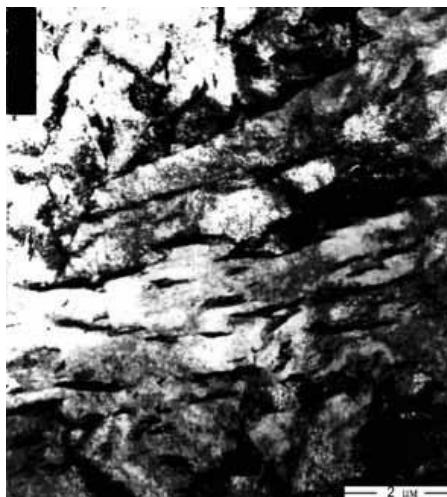


Рисунок 9 – Участок бейнита в ферритно-перлитной структуре: сталь 05Г2МФБ; аустенитизация при 1000 °С; охлаждение 0,2 град/с; ПЭМ [83, с. 47].

В большинстве случаев возникает бейнитная α -фаза, которая характерна для игольчатого бейнита [72]. В том случае, когда непревращенный аустенит обогащен углеродом, возможно возникновение «островков», имеющих строение верхнего бейнита, характерных для среднеуглеродистых сталей [85]. В таком случае зерна бейнитной α -фазы имеют вид крупных пластин с характерной повышенной плотностью дислокаций, причем с криволинейной поверхностью. По границам пластин находятся достаточно крупные частицы цементита удлиненной формы. Выделение карбидов возможно по границам кристаллов α -фазы и в качестве непрерывных прослоек.

При охлаждении с температур промежуточного превращения не весь аустенит претерпевает превращение, и часть аустенита остается в качестве остаточного (непревращенного). В подобном случае при окончательном охлаждении аустенит сохранится, либо преобразуется в мартенсит. То есть, в структуре полигонального феррита вторичными фазами могут служить островки бейнита, аустенита остаточного и мартенсита [72].

Структура полигонального феррита не позволяет вытравить границы исходного аустенита, так как рост ферритных зерен, появившихся около границ, обуславливает их исчезновение [75].

Аллотриоморфный или зернограничный феррит - сплошная или разорванная сетка феррита, обусловленная ростом зародышей феррита в «стесненных» условиях на границах зерен аустенита. Образуется при более высоких скоростях охлаждения (нежели полигональный феррит), когда диффузионное превращение не получает явного развития, а в структуре присутствуют в большом объеме продукты промежуточного превращения. Аллотриоморфный и полигональный феррит имеют небольшую плотность дислокаций. Необходимость его выделения в отдельный вид структуры обусловлен большим его влиянием на механические свойства стали.

Квазиполигональный или массивный феррит – феррит, образующийся при более низких температурах, чем полигональный феррит, и отличающийся повышенной плотностью дислокаций, часть этих дислокаций переходит в субграницы.

Известно, что при быстром охлаждении низкоуглеродистых сталей в структуре возможен бездиффузионный механизм перехода аустенита в феррит [86]. В то же время возможно диффузионное перераспределение атомов при росте участков такого феррита на границах раздела фаз. Этот механизм называется массивным, а образовавшийся квазиполигональный феррит соответственно называют массивным.

С помощью оптики квазиполигональный феррит достаточно тяжело различается от полигонального. Бытует мнение, что в случае травления квазиполигонального феррита можно выявить субструктурные признаки [75]. Согласно работе [86], зерна массивного феррита имеют неправильную форму и «рваные» границы в отличие от полигонального феррита (рисунок 10).

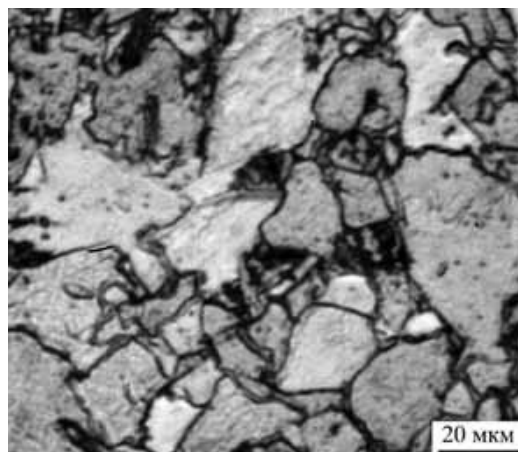


Рисунок 10 – Квазиполигональный феррит: сталь 05Г2МФБ; аустенитизация при 1000 °С; охлаждение 2,5 град /с [83, с. 47].

По-видимому, трудностью идентификации можно объяснить тот факт, что в ряде работ квазиполигональный феррит объединяется с полигональным [72, 75]. Тем не менее, разделение этих структур желательно, так как имеются экспериментальные данные, свидетельствующие о том, что стали со структурой квазиполигонального феррита обладают хорошим комплексом свойств [75].

Общей особенностью массивного и полигонального феррита является их рост с поглощением границ зерен аустенита.

Пластинчатый перлит - колонии чередующихся пластин феррита и небольшого числа продолговатых пластин цементита, располагающиеся в виде узких областей на границах ферритных зерен. Образуется в небольшом количестве при диффузионном превращении переохлажденного аустенита и имеет крайне неоднородную структуру. Обычно возникает совсем немного участков нормального пластинчатого перлита. С понижением температуры образования перлита пластины в колониях утоняются. Иногда его тяжело определить при исследовании на оптическом микроскопе.

Вырожденный перлит представляет собой темные образования без четко выраженного чередования пластин цементита и феррита, формируется чаще всего при диффузионном превращении в низкоуглеродистых сталях. Пластины цементита имеют разную толщину, часто изогнуты или разделены на отдельные части (рисунок 11). Могут наблюдаться и цепочки частиц цементита на разных стадиях сфероидизации. В результате диффузионного превращения цементит может выделиться только по границам ферритных зерен. То есть вырожденный перлит проявляется в виде сетки или цепочек округлых частиц [69].

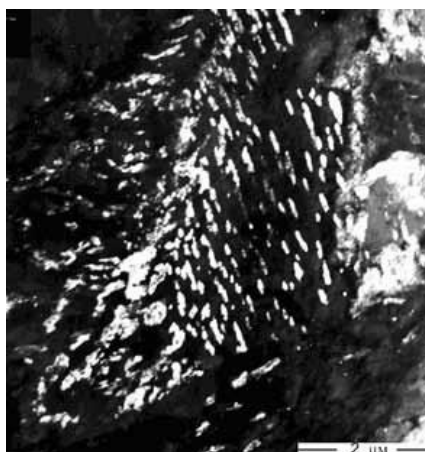


Рисунок 11 – Вырожденный перлит: сталь 05Г2МФБ; аустенитизация при 1000°C; охлаждение 0,2 град /с. Съемка в рефлексе цементита. ПЭМ [83, с. 48].

Ферритно-перлитная структура, образующаяся при небольших скоростях охлаждения, часто имеет характерное полосчатое строение (светлые полосы чередуются с темными). Образование полосчатой структуры объясняют межкристаллитной ликвацией марганца [87].

Видманштеттов феррит представляет собой грубые удлиненные пластины, размером крупнее, чем у игольчатого бейнита, имеет неровные границы и меньшую плотность дислокаций (рисунок 12). Образуется при более высоких скоростях охлаждения в интервале более низких температур, чем при образовании полигонального феррита. Часто небольшие пластинки видманштеттова феррита путают с кристаллами игольчатого бейнита. Зарождается видманштеттов феррит по границам аустенита и растет в виде

отдельных почти параллельных пластинок. Пластинки могут расти также от сетки аллотриоморфного феррита или полигонального феррита, которые первоначально находились по границам аустенита (вторичные видманштеттовы пластины). Видманштеттов феррит может формироваться и в аустенитных зернах (в местах включений или полигонального феррита). При полировке зачастую появляется характерный рельеф на поверхности образца, что является показателем сдвигового механизма. Пластины образуются кристаллографически упорядоченно [86]. Согласно одной из гипотез рост пластин идет по диффузионно-ступенчатому механизму. В пользу такого механизма роста свидетельствует обнаруженное при электронно-микроскопическом исследовании специфическое строение границ кристаллов видманштеттова феррита: они имеют вид «микропилы» [72].

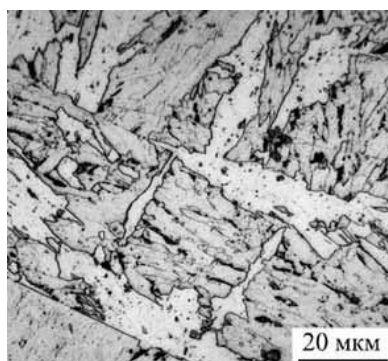


Рисунок 12 – Видманштеттов феррит: сталь 06Г2ФБ, аустенитизация при 1300°C, охлаждение 1 град /с

Игольчатый бейнит - вытянутые кристаллы бейнитной α -фазы с характерной высокой плотностью дислокаций и островками вторичных фаз (рисунок 13). Кристаллы бейнитной α -фазы имеют форму реек или пластин, также могут встречаться и кристаллы игольчатой формы [72]. Образование его происходит в достаточно широком интервале температур при высоких скоростях охлаждения, обеспечивающих максимально возможное подавление диффузионного механизма.



Рисунок 13 – Игольчатый бейнит: сталь 05Г2МФБ, аустенитизация при 1000°C, охлаждение 10 град /с (а); ПЭМ (б)

Промежуточное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в верхней части его температурного интервала сопровождается интенсивным перераспределением углерода и обогащением им остаточного аустенита. Вследствие малого содержания углерода в бейнитной α -фазе карбиды в ней не выделяются. Различная степень обогащения аустенита остаточного углеродом способствует образованию различных вторичных фаз. Остаточный аустенит либо превращается в перлит, либо сохраняется вплоть до комнатной температуры. Если точка M_n аустенита окажется выше комнатной температуры, произойдет мартенситное превращение. В случае частичного превращения аустенита в мартенсит, в структуре образуются мартенсит-аустенитные островки (МА). Геометрия остаточного аустенита и МА-составляющей весьма различна, но чаще всего она глобулярной формы. По границам кристаллов бейнитной α -фазы островки могут вытягиваться и объединяться, окантовывая эти кристаллы.

При высоких температурах промежуточного превращения, близких к B_s , формируется относительно грубая бейнитная структура с широкими рейками и крупными островками остаточного аустенита и МА-составляющей, хорошо разрешаемой в оптическом микроскопе. С понижением температуры превращения пакеты реек бейнитной α -фазы занимают все больший объем, причем увеличиваются как их количество, так и размеры. В то же время сами рейки в пакете становятся тоньше. Зарождение кристаллов бейнитной α -фазы может происходить и в теле, и на границах аустенитного зерна. С понижением температуры превращения тенденция к зернограничному зарождению кристаллов возрастает [72].

При более низких температурах превращения становятся дисперснее и вторичные фазы. В подобном случае они переходят в тонкие прослойки между пластинами бейнитной α -фазы, а МА-составляющая скоро исчезает. При этом на границах могут выделяться мелкие частички цементита.

В структуре игольчатого бейнита достаточно легко определяются границы исходного аустенита.

Реечный бейнит состоит из тонких длинных реек, объединенных в крупные пакеты относительно равноосной формы, по границам реек обычно имеются тонкие прослойки аустенита остаточного (рисунок 14). Образуется при температурах, соответствующих нижней части интервала температур промежуточного превращения, когда процесс перераспределения углерода затруднен. В силу чего количество углерода в бейнитной α -фазе может способствовать образованию внутри нее кристаллов дисперсных частиц цементита, изредка и ϵ -карбида [71]. Выделившиеся карбиды имеют пластинчатую форму. Часто они параллельны друг к другу и лежат под углом к продольной оси реек.

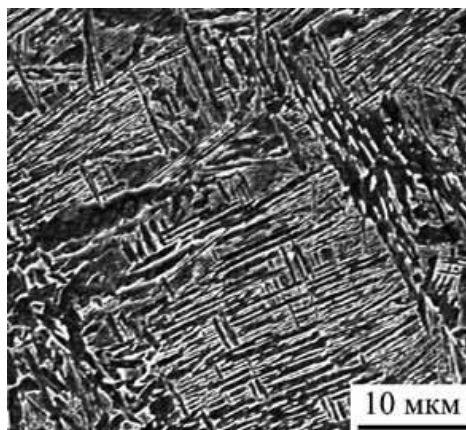


Рисунок 14 – Реечный бейнит: сталь 06ГЗФБ; аустенитизация 1160 °С; охлаждение 50 град/с, СЭМ

Глобулярный или зернистый бейнит состоит из бейнитной α -фазы относительно равноосной формы и участков остаточного аустенита, мартенсита и МА-составляющей (рисунок 15). Островки вторичных фаз аналогично имеют равноосную форму. Они находятся на границах или внутри кристаллов бейнита. В последнем случае нет какой-либо четко выраженной направленности в их расположении. Кристаллы бейнитной α -фазы имеют высокую плотность дислокаций и разделены малоугловыми границами. При этом большие группы кристаллов могут иметь одну и ту же кристаллографическую ориентировку [72].

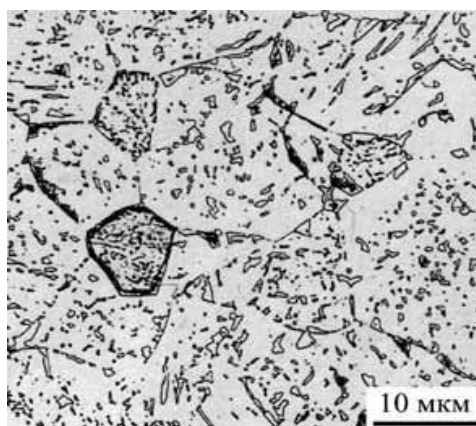


Рисунок 15 – Глобулярный бейнит [90]

По одним данным глобулярный бейнит образуется лишь при непрерывном охлаждении [78], по другим – может возникать и в изотермических условиях [88]. Формирование глобулярного бейнита происходит в верхней части температурного интервала промежуточного превращения. В работе [75] указывается, что игольчатый и глобулярный бейнит появляются в одном температурном интервале, но глобулярный бейнит возникает при более медленном охлаждении, чем игольчатый. Образованию глобулярного бейнита способствует измельчение аустенитного зерна [89].

Реечный мартенсит (рисунок 16) наблюдается в двух случаях:

- 1) при больших скоростях охлаждения, подавляющих диффузионное и промежуточное превращения, соответственно возникает реечный мартенсит, так как содержание углерода в исходном аустените невелико;
- 2) кристаллы реечного мартенсита присутствуют в МА-составляющей.

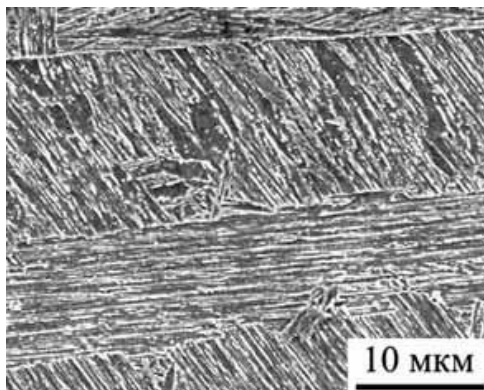


Рисунок 16 – Реечный мартенсит: сталь 06Г2МФБ; аустенитизация 1160 °С; охлаждение тонкого образца в соленой воде

Рейки мартенсита имеют меньшую толщину и большую плотность дислокаций по сравнению с реечным бейнитом. В прослойках реек находится остаточный аустенит.

При конкретных условиях охлаждения мартенсита возможен процесс самоотпуска, сопровождающегося образованием высокодисперсных пластинок цементита. При этом отмечают различный характер выделения цементита в реечном бейните и мартенсите [71, 72].

Двойникованный мартенсит встречается в виде островков с плотным расположением микродвойников, образуется в случае непрерывного охлаждения с областей непревращенного аустенита, существенно обогащенного углеродом. Может присутствовать в МА-составляющей. Выявить двойникованный мартенсит можно только при наличии электронной микроскопии. Количество его обычно невелико (рисунок 17).

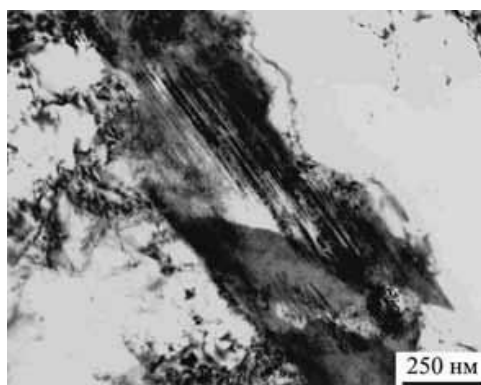


Рисунок 17 – Двойникованный мартенсит в островке МА-составляющей; сталь 06ГНДБ [82]

В работе [91] автор приводит схематическое описание последовательности элементарных процессов при бейнитном превращении (схема Р.И. Энтина), что облегчает понимание сути самого процесса (рисунок 18).

Аустенит			
<i>Перераспределение углерода в аустените</i>			
Аустенит, обедненный углеродом / остаточный аустенит		Аустенит, обогащенный углеродом / остаточный аустенит	
<i>Мартенситное превращение</i>		<i>Выделение карбида</i>	
Мартенситная α -фаза		Аустенит, обедненный углеродом	Карбид
<i>Выделение карбида</i>		<i>Мартенситное превращение</i>	
α -фаза	карбид	Мартенситная α -фаза	
		<i>Выделение карбида</i>	
		α -фаза карбид	

Рисунок 18 – Последовательность элементарных процессов при бейнитном превращении (схема Р.И. Энтина)

Термодинамическое описание образования новой фазы в твердом состоянии определяется по формуле (2):

$$\Delta G = -\Delta f V_{\text{обр.}} + \mu \sigma S_{\text{пов.}} + \Delta q V_{\text{обр.}}, \quad (2)$$

где $\Delta f = F_{\alpha} + F_{\beta}$ – разность свободных энергий старой и новой фазы (термодинамический стимул), увеличивается с ростом величины переохлаждения (скорости охлаждения);

$V_{\text{обр.}}$ – объем образовавшейся новой фазы;

μ – коэффициент, зависящий от типа границы и формы зародыша;

σ – энергия единицы поверхности границы;

$S_{\text{пов.}}$ – суммарная поверхность зародышей новой фазы;

Δq – упругая энергия, возникающая при образовании зародыша, обусловленная различием объема фаз и энергий когерентной границы.

Первоначальная форма зародыша при когерентности решеток будет неравновесной (пластины, иглы, диски), при дальнейшем росте зародышей и утрате когерентности границ раздела форма выделения переходит к более равновесной (сфера, многогранник).

Повышение скорости охлаждения (переохлаждения) снижает размер критического зародыша, смещает равновесие в сторону внутризёренного зарождения и сдвигового характера превращения.

Наиболее благоприятные структуры формируются при внутризёренном зарождении бейнита и выделении частиц второй фазы внутри ферритных пластин.

Основные факторы, определяющие механические свойства дисперсных структур:

- Объемная доля составляющих;
- Характеристики строения (размер реек и пакетов, плотность дислокаций, размер и величина выделений карбидов);
- Доля границ с высокой и малоугловой разориентировкой.

1.4 Методы повышения прочности и износостойкости резьбовых соединений труб

Резьбовое соединение НКТ эксплуатируется в сложном напряженно-деформированном состоянии. Это затрудняет правильную идентификацию механизма и выявление причины разрушения. Для решения проблемы упрочнения соединений труб и повышения срока службы НКТ производители трубной продукции разрабатывают и внедряют новые виды резьбовых соединений.

Трубные компании систематически проводят работу, направленную на повышение качества производства обсадных и насосно-компрессорных труб. ОАО ТМК создало специальное подразделение ООО «ТМК-Премиум Сервис», которое занимается разработкой новых конструкций резьбовых соединений премиум-класса, их сертификацией и продвижением на российский и зарубежный рынки. Резьбовые соединения имеют жесткие технологические допуски, обрабатываются на высокоточном специализированном оборудовании и проходят тщательный контроль. Они применяются при изготовлении обсадных, насосно-компрессорных, бурильных труб, используемых для бурения вертикальных, наклонно-направленных горизонтальных скважин нефтяных, газовых, газо-конденсатных месторождений со сложными условиями эксплуатации (высокие нагрузки, избыточные крутящие моменты, агрессивные среды, содержащие сероводород и углекислый газ, низкие и высокие температуры) [5, с. 62].

Производство труб с резьбовыми соединениями класса «Премиум» организовано на Таганрогском металлургическом, Северском, Синарском и Волжском трубных заводах. В ОАО «Таганрогский металлургический завод» возрос объем производства обсадных труб с безмуфтовыми соединениями.

Трубной Металлургической Компанией (ТМК) - разработано и запатентовано более 15 премиальных резьбовых соединений для обсадных и насосно-компрессорных труб (НКТ), которые позволяют полностью комплектовать трубные колонны для любых скважин и условий эксплуатации. Компанией развивается производство двух линеек соединений: муфтовые класса «Премиум», сконструированные специалистами российского дивизиона, и безмуфтовые ULTRA, разработанные в ТМК IPSCO американского дивизиона компании.

Для подтверждения уровня трубной продукции, выпускаемой заводами ТМК, проводится ее квалификация по стандарту ISO 13679 на самом высоком (четвертом) уровне CALIV, позволяющем применять трубы как для оншорных,

так и оффшорных проектов по сложному бурению и добыче углеводородов. ТМК уже сертифицировала по этому стандарту соединения ТМК PF и ТМК PF ET для обсадных, ТМК PF для НКТ, а также соединения ТМК IPSCO - ULTRA-OQTM. Высокоэффективные резьбовые соединения семейства ТМК SWP предназначены для бурения обсадной колонной и обсаживания скважин на нефтегазовых месторождениях [4, с. 12].

Еще она разработка ТМК - бессмазочная технология GreenWell, которая имеет значительные преимущества по сравнению с аналогами. Применение технологии GreenWell обеспечивает герметичность резьбовых соединений обсадной колонны без использования резьбоуплотнительной смазки. Большим плюсом бессмазочного покрытия является возможность при его использовании более оперативно свинчивать трубы в процессе сборки колонн. За счет того, что при сборке исключается операция очистки резьбы, которая всегда проводится перед нанесением «жидкой» смазки, существенно сокращается время на подготовку труб к спуску в скважину. Экономия времени на сборку позволяет сократить затраты нефтегазовых операторов при добыче энергоресурсов, что является веским аргументом в пользу бессмазочной технологии. Кроме того, покрытие GreenWell соответствует всем требованиям охраны окружающей среды и обеспечивает более безопасные условия эксплуатации продукции [4, с. 13].

ОАО «Роснефть» применяет обсадные трубы с резьбовыми соединениями, позволяющими передавать увеличенные нагрузки при спуске колонн с вращением (соединения типа VAM TOP) [5, с. 63].

В докладе [92] указывается на высокую эффективность термодиффузионного цинкования (ТДЦ) как одного из методов упрочнения резьбовых соединений. В ТМК резьба муфт НКТ обрабатывается методом ТДЦ. ТДЦ образуется в результате насыщения цинком поверхности металлических изделий в порошковой среде при температуре 290-450⁰С, за счет взаимной диффузии железа и цинка полностью меняется кристаллическая структура на поверхности детали, образуя новый интерметаллид Zn-Fe, где цинка более 98%.

Преимущества ТДЦ [92, сл. 115]:

- в точности повторяет контуры поверхности резьбы;
- широкий диапазон толщины покрытия (от 15 до 100 мкм);
- прочное сцепление с основным металлом, мало подвержено отслаиванию и скалыванию при механических нагрузках и ударах;
- имеет более высокую твердость, чем другие покрытия (микротвёрдость ~ 4500 МПа) и сопротивление абразивному износу;
- высокий ресурс свинчивания- развинчивания (более 20 раз);
- высокая коррозионная стойкость (до 1500 часов в камере соляного тумана), не вызывает водородного охрупчивания металла.

Авторы работ [93, 94] предлагают использовать резьбовые элементы, упрочненные с использованием ультразвуковых колебаний. Работы авторов относятся к методам подготовки к эксплуатации резьбовых элементов бурильных труб и НКТ. Суть методов: во время спуско-подъемных операций трубе передают вращательное перемещение, обеспечивая ее ввинчивание в

инструмент, а на упрочняемые элементы воздействуют ударными колебаниями ультразвуковой частоты (с амплитудой не менее 15 мкм). Под их воздействием изменяются: механические свойства деформируемого материала (происходит наклеп), измельчается структура (происходит локальная закалка резьбы), как следствие, в два раза возрастает поверхностная микро твердость резьбы и сопротивление деформации.

Следуя примеру российских и зарубежных коллег, казахстанские производители труб так же пытаются внедрить практику разработки премиальных резьбовых соединений и иных методов упрочнения резьбы тела труб и муфт.

1.5 Применение математических и информационных (компьютерных) технологий для оптимизации качества труб нефтегазового сортамента

1.5.1 Применение математических методов для оптимизации качества труб

По статистике порядка 25% труб, выпускаемых производителями нефтегазопроводных труб, относятся к трубам нефтяного сортамента группы прочности Д, традиционно производимых из соответствующих марок стали.

В работе [95] авторами предлагается математический подход решения вопроса оптимизации химического состава стали для производства труб групп прочности Д.

Известно, что предел текучести среднеуглеродистых горячекатанных сталей определяется в основном перлитным и твердорастворным упрочнением [96, 97]. Уменьшение содержания углерода, марганца и кремния в стали приводит к уменьшению устойчивости переохлажденного аустенита [98], следовательно, и к увеличению количества избыточного мягкого феррита, а также межпластинчатого расстояния в перлите. Интересно, что суммарное влияние химических элементов на стойкость к трещинам сварных конструкций из малоуглеродистых сталей оценивается величиной углеродного эквивалента $C_{\text{ЭКВ}}$ [96, 99]. Данная величина связана с устойчивостью переохлажденного аустенита и, в целом, характеризует возможность образования в структуре низкотемпературных продуктов распада аустенита, таких как мартенсит и бейнит, которые наряду с упрочнением стали, также и охрупчивают ее.

Исходя из этого авторами были предположено существование корреляции $C_{\text{ЭКВ}}$ с уровнем прочностных и вязкопластических характеристик среднеуглеродистых нелегированных сталей в горячедеформированном состоянии, механические свойства которых во многом определяются соотношением количеств структурных составляющих (избыточного феррита, перлита, бейнита) [95, с. 87].

Из известных формул для расчета углеродного эквивалента [96, 99] в настоящей работе применили две формулы (3) и (4) [97]:

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \text{Mn}/6 + \text{Si}/24 \quad (3)$$

и учитывающую содержание постоянных примесей в стали Д

$$C_{\text{экв}} = C + \text{Mn}/6 + \text{Si}/24 + \text{Ni}/40 + \text{Cr}/5 + \text{Cu}/13 + \text{P}/2 \quad (4)$$

В работе проанализировали химический состав трубной заготовки стали Д основных поставщиков СинТЗ (НТМК и УралСталь) на выборке не менее 500 плавок и для каждого года (начиная с 2004). Содержание основных элементов С, Мп и Si уменьшилось; соответственно изменился рассчитанный по формуле (3) углеродный эквивалент: относительное количество трубной заготовки с $C_{\text{экв}} \geq 0,58\%$ сократилось от 50 до 26% у НТМК и от 61 до 15% у УралСтали.

Уменьшение в трубной заготовке содержания С и Мп, а также Si и Р стало основной причиной несоответствия группе прочности Д прочностных свойств горячедеформированных труб нефтяного сортамента, изготовленных на СинТЗ в 1994–2004 гг. Прочностные свойства труб ($\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{\text{т}}$, HRB) из стали Д коррелируют с углеродным эквивалентом, что позволяет прогнозировать по его величине уровень прочностных свойств горячедеформированных труб. В работе была предложена корректировка химического состава трубной заготовки – увеличение содержаний марганца (до 0,90-1,15 % сталь ДБ), углерода и марганца (до 0,46-0,50 %С, 0,75-0,95 % Мп – сталь Д-8) с соответствующим повышением величины $C_{\text{экв}}$ [95, с. 89].

1.5.2 Информационные (компьютерные) технологии для оптимизации качества

Программный комплекс Thermo–Calc позволяет строить изотермические и политермические разрезы, проекции поверхности ликвидус и солидус, моделировать неравновесную кристаллизацию многокомпонентных диаграмм состояний сплавов на основе железа, алюминия, титана и др. Программа зарекомендовала себя при анализе фазовых составов – позволяет рассчитывать на количественном уровне фазовый состав сплава при разных температурах (массовые и объемные доли фаз, а также концентрации элементов в них). Относится к методикам компьютерного расчета фазовых диаграмм многокомпонентных систем.

Не менее популярным является программный продукт DEFORM, предназначенный для моделирования технологических процессов обработки металлов давлением и термообработки. Комплекс состоит из виртуального штампа, прессы, молота, прокатного стана и печи, позволяющих проверить разработанный технологом процесс не экспериментально в производстве, а виртуально (сидя за компьютером за несколько часов), меняя те или иные параметры. Работа программного комплекса основана на методе конечных элементов. При расчете позволяет определить пластическое течение стали или другого материала, учитывая все факторы влияющие на процесс: конвекцию, излучение, тепловыделение при фазовых переходах, разогрев при трении, потери тепла в зоне контакта между инструментом и заготовкой, влияние температуры на коэффициент трения, термомеханические характеристики материала, влияние давления на трение и т.д. Данный компьютерный продукт

получил широкое применение в научной среде прокатчиков и материаловедов, а также в производстве.

Современные информационные технологии позволяют более упрощенно и объективно производить анализ и наблюдение изломов, определяющих вязкость материала [100]. Разномасштабность структур, участвующих в разрушении, определяют необходимость ее наблюдения (ямок и фасеток) на трех масштабных уровнях: макро-, микро- и мезоуровне. Подобное измерение геометрии изломов образцов необходимо для внесения в процедуру количественных мер. Существующие стандарты предлагают измерять, например, для вычисления доли хрупкого излома, ее параметры с помощью линейки, что привносит субъективную составляющую. Быстрая и документированная 3D-регистрация рельефа изломов возможна с использованием сканирующего микроскопа. Так же графическое представление 3D-модели изображения для стереофотограмметрии стало возможным с применением стандартных программных пакетов, например, SURFER 32 и Mathcad 2001i [101].

Программный продукт PHOTOMOD позволяет достаточно быстро получить трехмерную картину излома, при этом необходимо перевести «пиксельное» изображение в масштаб образца согласно калибровки электронно-оптической метки. Информационные технологии позволяют решать задачи фрактографии, что вносит существенный вклад в развитие оптимальных способов решения многочисленных практических задач материаловедения [102].

Выводы по разделу 1

В результате проведенного научно-патентного поиска было выявлено, что в целом, оптимизация фазового состава и структуры стали для повышения качества труб – задача комплексная, ее успешное решение зависит от уровня работы всех звеньев технологического процесса, начиная с выплавки стали и заканчивая операциями термообработки и контроля качества готовой продукции.

В настоящее время повышения эксплуатационных свойств и гарантий качества нефтепроводных труб и их соединений, в основном, ученые и производители на практике пытаются добиться следующими способами:

- разработкой новых и совершенствованием известных трубных марок стали (легированием);
- применением микролегирующих и модифицирующих добавок элементов, таких как ниобий, бор, титан, молибден, ванадий и др.;
- разработкой режимов термо-механического, химико-термического и термического упрочнения (током высокой частоты, ультразвуком и др.);
- разработкой новых видов соединений труб;
- внедрением участка внутреннего гладкостного и наружного полиэтиленового покрытия;

- применением дополнительных операций: фосфатирования муфтовых соединений, покрытия труб полимерным изоляционным, стеклоэмалевым покрытием, потивокоррозионным защитным лаком;

- упрочнение за счет модифицирования поверхности технологическими методами (изменение структуры или изменение химического состава поверхностного слоя);

- разработкой методов нанесения упрочняющих (твердосплавных наплавов) и защитных покрытий: цинкование гальваническое, термодиффузионное, горячее диффузионное железо-оцинкование и др.

Выше перечисленные методы не всегда являются гарантом высокого качества, так как не обеспечивают стабильность ресурса нефтегазопроводных труб от партии к партии, и не устраняют наличие выпадов и отклонений по механическим свойствам, кроме того, являются достаточно дорогостоящими. По этой причине многие современные ученые и производственники занимаются повышением уровня и стабильности эксплуатационных характеристик металлопродукции при одновременном снижении себестоимости их производства за счет: уточнения технологических критериев получения металла требуемого уровня качества, уменьшения затрат на выпечную обработку и экономии материалов, внедрения жесткого контроля качества не только по составу стали, механическим и технологическим свойствам, но и по структуре, показателю полосчатости и загрязненности неметаллическими включениями.

В результате проведенного научно-патентного поиска выдвинуты гипотезы:

- прямой взаимосвязи количественных параметров структуры стали (геометрии, количества, размеров и объемной доли структурных составляющих) с ее механическими свойствами;

- не только химический состав и обработка стали определяют и иницируют конечный комплекс свойств и эксплуатационную надежность труб нефтегазового сортамента, но и количественные показатели структуры;

- управление структурообразованием (методом оптимизации фазового состава и структуры стали) является инструментом регулирования и контроля качества металла нефтегазопроводных труб, исключая промахи и выпад по качеству готовой продукции.

Цели работы: Разработка научных основ оптимизации фазового состава и структуры стали для производства труб нефтегазового сортамента с высокими качественными показателями. Разработка новых отечественных компьютерных технологий (процедур) для количественной оценки структур трубных сталей и анализа качества готовой продукции. Решение проблемы преждевременного разрушения труб нефтегазового сортамента, а именно для повышения срока службы бесшовных НКТ и обсадных труб и их соединений.

Постановка задач диссертационной работы. Исходя из представленного в 1 разделе анализа литературных и патентных источников, а также из актуальности, практической ценности темы диссертационного исследования и в соответствии с общепринятыми методиками были выделены следующие основные задачи исследования:

- разработать методику оптимизации фазового состава и структуры стали как инструмента регулирования контроля качества металла труб нефтегазового сортамента;
- разработать универсальную методику количественной оценки не только структур сталей, а также, определения показателя полосчатости и загрязненности металла труб неметаллическими включениями для контроля качества нефтегазопроводных труб;
- теоретическое и практическое обоснование возможностей и перспективы разрабатываемой методики количественной оценки структур;
- развить отечественные компьютерные (технологии) процедуры – технику цифровой регистрации и описания изображений структур для прогноза механических свойств стали по структуре с целью повышения их эксплуатационных параметров и ресурсов;
- исследовать изменение структуры стали в зависимости от выбора марки стали и изменения технологии производства труб с применением компьютеризированных средств наблюдения и измерения структур, основанных на физически обоснованных алгоритмах описания их неоднородности;
- определить оптимальный фазовый состав стали для производства обсадных и насосно-компрессорных труб посредством сравнения ряда марок стали, применяемых для производства выше указанных труб;
- определить оптимальную структуру трубной стали, соответствующей требованиям к качеству готового изделия;
- исследовать влияние электролитно-плазменной обработки на структуру и свойства трубной стали.

2 МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Методика определения химического состава

В качестве объектов исследования были выбраны стандартные марки стали, применяемые для производства обсадных и насосно-компрессорных труб: стали марок 35Г2, 40Г, 45Г, 30, 32Г2С, 38ХНМ (вырезанные из тела труб производства ТОО «KSP Steel», ПНТЗ и иных предприятий).

Химический состав образцов определяли с помощью спектрометра искрового Spectrolab производства Германии, представленного на рисунке 19. Спектрометр искровой Spectrolab предназначен для определения химического состава металлов и сплавов с помощью искровой спектрометрии. Анализ производится методом возбуждения электрической искры или дуги между образцом исследуемого металла (сплава) и электродом, в результате которой часть металла испаряется. Прибор имеет возможности определения химического состава сплавов на основе железа, алюминия, меди и цинка с добавлением до 20 элементов (Сг, V, W, S, P, С, Nb, Мо, Ni, Ti, As и др.). Точность определения – четвертый знак включительно после запятой (десяти тысячные).



Рисунок 19 – Спектрометр искровой Spectrolab

2.2 Методика исследования фазового состава и структуры стали

Структурные и фазовые исследования проводили с помощью оптических и растрового (сканирующего) микроскопов.

Пробоподготовка состояла из операций вырезки и запрессовки образца, а также его шлифования, полирования и травления.

Нарезку образцов для металлографических и механических испытаний осуществляли с помощью высокоточного охлаждаемого отрезного станка IsoMet 4000 (Buehler), представленного на рисунке 20. Наличие охлаждающей

жидкости исключает нагрев (способствующего изменению структуры стали) и окисление образца во время резания.



Рисунок 20 – Отрезной станок IsoMet 4000 (Buehler)

В целях обеспечения удобства дальнейшей механической обработки, производили запрессовку нарезанных образцов. Запрессовку образца производили на прессовальном аппарате SimpliMet XPS 1 (Buehler), изображенного на рисунке 21.



Рисунок 21 – Прессовальный аппарат SimpliMet XPS 1 (Buehler)

Готовый к шлифованию образец шлифовали и полировали на аппаратах Struers TegraPol-11 и EcoMet 250 (Buehler) (Рисунок 22). Для приготовления поверхности образца (микрошлифа) производилась шлифовка посредством обработки на наждачной бумаге с абразивом. Для сухого шлифования применяли шкурку, отвечающую по характеристикам ГОСТ 6456-82. Шлифовально-полировальный станок Struers TegraPol имеет возможность подключения циркуляционной охлаждающей системы, поэтому для мокрого шлифования использовали водостойкую бумажную шлифовальную шкурку по ГОСТ 10054-82. Для получения качественной поверхности микрошлифа при шлифовании последовательно переходили от одной шкурки к другой и т.д. с непрерывно уменьшающимися размерами абразивных частиц, при этом при каждой смене шкурки поворачивают образец на 90°. При уменьшении размеров абразивных частиц снижается глубина рисок на поверхности и уменьшается толщина деформированного поверхностного слоя, получаемого в результате шлифования.



а



б

Рисунок 22 – Шлифовально-полировальные станки:
а – Struers TegraPol-11; б – EcoMet 250 (Buehler).

После шлифовки образца проводили полирование на сукне с жидкой суспензией (полирующей жидкостью) для устранения рисок, оставшихся от воздействия абразивных частиц. Полировку заканчивали после того, как микрошлиф приобретал зеркальную поверхность.

Далее, для выявления феррито-перлитной структуры проводили травление в 3% растворе HNO_3 и этилового спирта. Для выявления микроструктуры термически упрочненной стали использовали реактив 4г. пикриновой кислоты и 100см^3 спирта.

Исследование фазового состава и структурных особенностей стали проводили на оптических микроскопах Leica DM ILM HC и AxioObserver D1m

CarlZeiss, представленных на рисунке 23, в диапазоне увеличений 100–1000 крат. Микроструктуру исследуемых образцов трубных марок сталей изучали и снимали на оптическом микроскопе Leica производства Германии (характеристики: частота – 50–60 Гц, напряжение – 115–230 V, 50 VA, мощность компьютера – 50 Гц), а также на микроскопе AxioObserver D1m CarlZeiss, позволяющего производить панорамную съемку всего поля образца.



а



б

Рисунок 23 – Оптические микроскопы: а – LEICA DM ILM HC;
б – AxioObserver D1m CarlZeiss.

2.3 Исследования СЭМ

Для анализа более тонких структур термически упрочненных образцов трубных марок стали (определения бейнита и его вида, сорбита, мартенсита) проводили исследование на электронном растровом (сканирующем) микроскопе JEOL JSM-5910 с анализатором производства Японии (рисунок 24).

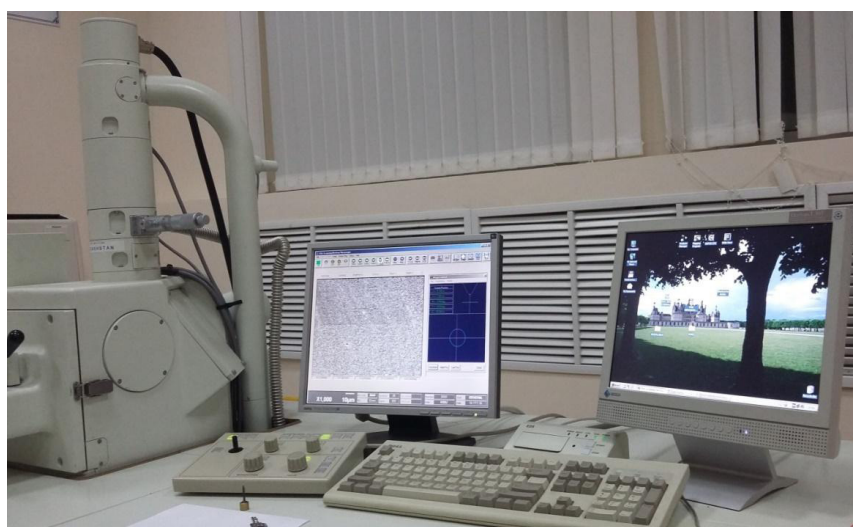


Рисунок 24 – Электронный растровый (сканирующий) микроскоп
JEOL JSM-5910 с анализатором.

Микроскоп предназначен для изучения тонкой и субтонкой структуры. Определяет количественный и качественный состав фаз и остаточные напряжения при фазовых превращениях. Имеет возможности увеличения до 300 тыс. крат. Характеристики оборудования: мощность – 2 кВт, напряжение – 220 В, частота – 50 Гц.

Для получения информации о структуре (максимального фазового контраста) поверхности использовали вторичные (отраженные или обратно рассеянные) электроны. При увеличении порядка 3000–10 000 крат определяли вид фазовой составляющей структуры.

2.4 Методы определения механических свойств

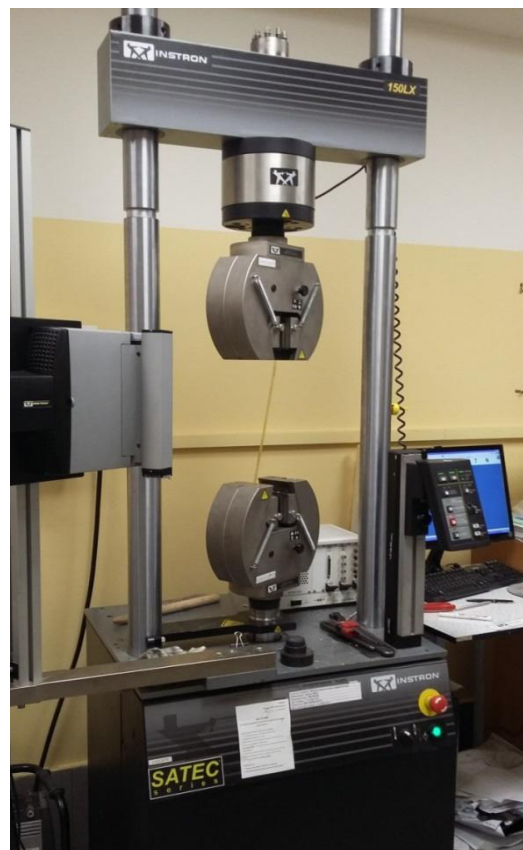
Для проведения механических испытаний нарезали специальные (определенной геометрической формы) образцы из тела труб согласно ГОСТам 1497-84 и 9454-78.

Механические свойства образцов определяли значениями временного сопротивления (σ_b), условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительного удлинения (δ). Механические свойства образцов трубных марок стали без термического упрочнения выявляли по результатам испытаний на одноосное растяжение на электромеханической разрывной машине Instron 5966, приведенной на рисунке 25 а. Диапазон измерения нагрузки 1:500, точность измерения нагрузки 0,4 % от измеренного значения, частота синхронной регистрации данных 1 кГц. Полное программное управление, причем с возможностью циклических испытаний. Усилие 10 кН (2,250 фунтов силы).

Для проведения испытаний на растяжение (для определения предельной прочности и напряжения при растяжении) термически упрочненных образцов использовали машину испытательную гидравлическую Instron 150LX с высокой нагрузочной способностью (до 33,750 фунтов силы) и с единым рабочим пространством для испытаний сжатие, изгиб и сдвиг (рисунок 25 б). Машина работает от гидравлической насосной системы, которая приводит в движение привод с длинным рабочим ходом, создающим необходимое усилие для испытания. Цифровые электронные системы управления обеспечивают высокую точность и быстрый отклик на команды. Испытания на разрыв проводили согласно ГОСТ 1497-84.



а



б

Рисунок 25 а – Разрывная машина Instron 5966
б – машина испытательная гидравлическая Instron150LX;

Для определения механических свойств образцов при пониженной и комнатной температурах проводили испытания образцов на ударный изгиб с помощью маятникового копра Instron SI-1M, представленного на рисунке 26. Полученная информация полезна для оценки типа разрушения и динамического поведения материала. Характеристики прибора: максимальная энергия удара 450 Дж; разрешающая способность измерения энергии 0,01 Дж; скорость удара от 0,6 до 5,3 м/с. Испытания проводили в соответствии с ГОСТ 9454-78, предварительно определяя площадь поперечного сечения образца в v-образном надрезе.



Рисунок 26 – копер маятниковый Instron SI-1M

Ударная вязкость образцов KCV^{-50} при пониженных температурах (-50°C) определялась на образцах, охлажденных в климатической камере LAUDA PROLINE RP 890, приведенной на рисунке 27. Диапазон рабочих температур - $90...200^{\circ}\text{C}$ с точностью $\pm 0,02\text{K}$. Мощность нагрева 3,5 Кв.



Рисунок 27 – Климатическая камера LAUDA PROLINE RP 890

Твердость образцов трубных марок стали определяли с помощью твердомеров BUEHLER MacroMet 5101 (по Роквеллу) и Wilson Hardness (рисунок 28) согласно ГОСТов 9012–59 и 9013–59.



а



б

Рисунок 28 а – Макро твердомер BUEHLER MacroMet 5101(по Роквеллу);
б – автоматизированный универсальный твердомер 930N

Макро твердомер MacroMet 5101 работает по классической Роквелловской схеме нагружения образца и снабжен электронным блоком измерения по трем шкалам Роквелла. Уровень предварительной нагрузки составляет 10 кгс и выбирается поворотом нагружающей головки. Нагрузка прикладывается оператором вращением поворотной стойки стола. Уровень основной нагрузки устанавливали вручную на корпусе прибора в пределах 60, 100 или 150 кгс в зависимости от шкалы Роквелла, а точнее, от предыстории термического упрочнения образца. Основную нагрузку прикладывали нажатием клавиши на приборе, выдерживали и снимали автоматически, при этом происходило вдавливание индентера (стального шарика 1/16 или алмазного конуса). Измерение значения твердости осуществлялось автоматически и результат высвечивался на светодиодном индикаторе в головной части прибора. Для каждого образца делалась серия измерений от пяти до десяти.

Для сравнительного анализа показателей твердости или для термически не упрочненных образцов проводили измерение твердости с помощью автоматизированного универсального твердомера 930N, позволяющего проводить замеры твердости не только методом Роквелла, но и методами

Бринелля и Виккерса по ГОСТам 9012-59 и 2999-75. Диапазон нагрузок 1– 250 кг.

2.5 Методика электролитно-плазменной обработки

Электролитно-плазменная обработка образцов стали проводилась на лабораторной установке ЭПО КазННТУ имени К.И. Сатпаева, которая позволяет провести циклическую кратковременную (в течение 4 сек) закалку в процессе ЭПО.

Устройство и принцип работы установки ЭПО. Установка ЭПО состоит из источника постоянного тока 1, пульта управления 2, механизма зажима и установки 3, конусного сопла 4 с вставленным анодом из нержавеющей стали, рабочей ванны 5, изготовленного из диэлектрического оргстекла объемом 4 литра. Также использовался насос 6 с регулируемой подачей электролита, работающий в агрессивных средах, и диэлектрический резервуар 7, объемом 5 литров. Схема устройства установки ЭПО приведена на рисунке 29 [103].

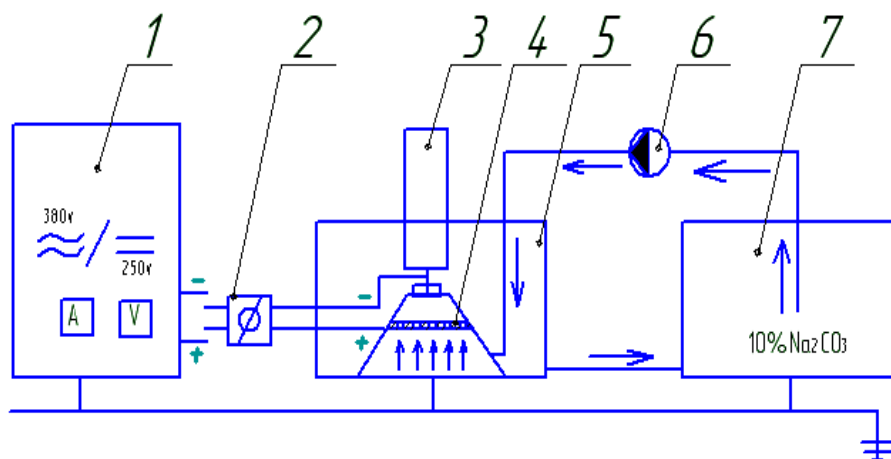


Рисунок 29 – Устройство лабораторной установки для электролитно-плазменной обработки: 1 – источник питания; 2 – пульт управления; 3 – механизм зажима и установки заготовки; 4 – сопло для электролитно-плазменной обработки; 5 – рабочая ванна; 6 – насос; 7 – резервуар для электролита.

Электролит из резервуара 7 подается насосом 6 на сопло 4 конусной формы, в которое вставлен анод из нержавеющей стали. При циркуляции электролита обеспечивается охлаждение ванны до необходимой ($20 \pm 1^\circ\text{C}$) температуры. И использованный электролит из рабочей ванны подается обратно в резервуар [104].

Испытуемый образец (образец трубной стали) служит катодом. Он устанавливается на механизме зажима 3, который позволяет регулировать необходимую глубину погружения катода в электролит [104, с. 126].

Упрочнение поверхностного слоя детали достигается в результате циклического, очень быстрого нагрева и охлаждения поверхности упрочняемого образца в слое плазмы, создаваемого между жидким электродом (электролитом) и поверхностью катода (образца). Быстрое охлаждение (закалка) поверхностного слоя образца происходит в потоке электролита термоциклически [105].

При включении постоянного напряжения между двумя электродами – катодом (упрочняемый образец) и анодом (электролит) возникает слой плазмы, генерируемой электрическими разрядами. В результате происходит интенсивный разогрев поверхностного слоя образца. Протекающий через плазменную оболочку электрический ток может обеспечить нагрев активного электрода от 100°С вплоть до температуры плавления его материала. После отключения источника питания плазма гаснет, что обеспечивает доступ электролита к разогретому изделию и его быстрое охлаждение (закалка). Для устранения оплавления поверхности разработан импульсный режим нагрева, Поскольку продолжительность импульса с напряжением ограничено временем, перегрева поверхности при ЭПО не происходит [105, с. 51].

2.6 Методика количественного анализа структур компьютеризированными процедурами

Для выявления факторов, определяющих неоднородность качества трубных сталей, использовали метод контроля качества, основанный на результатах исследований морфологии и геометрии структурных составляющих, их количественных показателей и взаимного соотношения. Для оценки неоднородности качества труб из различных марок стали были использованы компьютерные технологии (процедуры) [106, 107]. В основе метода лежит математическая и бинарная морфология с выделением структурных элементов.

Количественный анализ структур трубных марок стали производили при помощи программного обеспечения MATLAB, а также Microsoft Excel. Суть метода заключается в следующем: для программного комплекса MATLAB создан код, позволяющий программе обчислять геометрические параметры белых объектов вводимых исходных данных в пиксельном эквиваленте (математическая морфология). Вводимые данные – бинаризованные изображения (фото) микроструктур (бинарная морфология), где белыми объектами задаются интересующие нас структуры феррита, перлита, мартенсита, сорбита или бейнита (при обработке не травленного образца белыми объектами задаются неметаллические включения или серные отпечатки). Результат обработки бинаризованного изображения в программе MATLAB – это массив данных по замерам параметров белых объектов (структурных составляющих): площадь, длина, ширина, плотность, периметр (в пикселях) и угол наклона. Далее задача оператора - обработать данные, перевести массив из пиксельного эквивалента в данные в микронах и определить, графически изобразить выявленные расчетным путем (с

применением математических формул) количественные параметры структуры [108].

Схема методики количественного анализа структур компьютеризированными процедурами: 1. Получение изображений с помощью микроскопа → 2. Бинаризация изображений с помощью специального программного продукта «Basic binarisation» → 3. Удаление шумов в программе Image Expert (или Image J) → 4. Дилатация и умная эрозия → 5. Измерение объектов в MATLAB → обработка и перевод (в микрометры) полученного (в пикселях) массива данных замеров с помощью программы Excel [109].

Выводы по 2 разделу

Таким образом, во второй главе представлены методики проведения исследований и анализа структуры образцов трубных марок стали для выполнения основной цели диссертационной работы – разработки научных основ оптимизации фазового состава и структуры стали для производства качественных нефтегазопроводных труб:

- произведен выбор необходимого для исследований оборудования, приборов и материалов;
- приведено описание методики исследования фазового состава и структуры трубных сталей;
 - определена методика контроля механических свойств;
 - описана методика электролитно-плазменной обработки образца трубной марки стали;
- приведена методика количественного описания структур стали с использованием компьютеризированных процедур.

В целом, компьютеризированные процедуры обработки изображений структур являются современным инструментом качественного и количественного металлографического анализа структур и не менее объективным современным аналогом-заменителем классических металлографических методов.

3 РАЗРАБОТКА КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ПРОЦЕДУР КОЛИЧЕСТВЕННОГО ОПИСАНИЯ СТРУКТУР ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

3.1 Подготовка изображений структур для объективного количественного анализа

Целенаправленное получение материалов, в частности металлов и сплавов, с наилучшим комплексом свойств базируется на знании относительно взаимосвязанного и взаимообусловленного изменения структуры и свойств материалов как в процессе их обработки, так и в период их последующей службы в качестве конструкционных материалов, а также материалов других специальных назначений [110]. Несмотря на огромное количество опубликованных по этой проблеме работ, можно констатировать, что еще не определены достаточно надежные подходы к выбору оптимальных структур, обеспечивающих не только повышенные прочностные свойства, но и высокие пластичность, вязкость и хладостойкость металла труб [111]. Соответственно, предсказание свойств по оценке структуры является основополагающей проблемой материаловедения в целом. Очевидно, что при постановке и решении материаловедческих задач, в частности исследований структуры, необходимо подбирать наиболее экономные (с точки зрения затрат времени и средств) и эффективные (с точки зрения ценности получаемой при исследовании информации) пути и методы исследований, обосновать возможности динамики планирования и состояния методического оснащения по выбранным методам. В этой связи огромный интерес представляет развитие прямых методов наблюдения и измерения структур [108, с. 139].

В соответствии с многими стандартами характеристики структуры (зерно, неметаллические включения, вид структуры, излом и т.п.) оцениваются по баллу – визуальным сравнением со шкалой. Это привносит некоторую субъективность и неопределенность в их оценку. Тогда как широкая доступность цифровой техники позволяет производить замер параметров структур и ее составляющих. Причем, на основе накопленных массовых и документированных статистических данных можно оценить параметры распределения, ошибки воспроизводимости, согласие с той или иной технологической гипотезой [112].

Современные компьютерные технологии располагают огромными вычислительными и графическими мощностями, которые позволяют решать и практические материаловедческие задачи, исключив субъективную составляющую, свойственную для существующих нормативных документов (ГОСТов) [108, с. 139]. В силу чего, возникает необходимость в решении двух основных задач: получить адекватное изображение в цифровом виде и предложить алгоритм измерения информативных элементов структуры, ответственных за качество материала [113].

3.1.1 Бинаризация изображений структур

Изображение микроструктур может вводиться непосредственно с микроскопа в компьютер при использовании цифровой камеры и, реже, с

бумажного носителя. При этом максимальное разрешение определяется принципом действия устройства съемки и регистрации. Изображение в цифровой форме состоит из отдельных точек – пикселей, и регистрируется обычно в 256 оттенках серого [113, с. 41].

В цифровой форме изображения структур трубных сталей представляют собой поля яркости (в 256 оттенках серого) $z(x, y)$ – однозначной функции координат на плоскости кадра, где относительно темные участки соответствуют упрочняющей составляющей структуры (перлиту, бейниту, сорбиту и др.), а светлые – металлической матрице (например, ферриту). Так как работа в программе MATLAB основывается на обработке белых объектов, а в большинстве случаев на фото изображениях структуры (как это указывалось выше) светлым тонам соответствует менее прочная металлическая матрица (феррит или аустенит, исключение составляют карбиды), то для обсчета упрочняющих составляющих структур перлита, сорбита, бейнита (в феррито-перлитных, феррито-бейнитных структурах), нам необходимо было инвертировать изображения в обратный порядок. Для этого использовали программу «Digimizer». После инвертирования изображений объективные цифровые изображения (фото) структур образцов стали представляли собой поля яркости пикселей, где светлые фрагменты соответствовали упрочняющей составляющей структуры, а темные – менее прочной матрице [114].

Однако, исходное распределение упрочняющей составляющей по плоскости могло быть неравномерно, например, в связи с падением освещенности к периферии поля зрения микроскопа. В подобном случае обработка изображений включает в себя операции по исключению неоднородности освещения поля зрения вычитанием линейного и нелинейного (в виде двумерного полинома) фона. Соответственно, для автоматизированной количественной обработки изображения структуры (компьютерного анализа) в программе MATLAB, его необходимо бинаризовать – выбрать пороговое значение интенсивности, переводящее изображение из оттенков серого в черно-белое, где «0» - соответствует темным точкам (пикселям) с меньшей интенсивностью границы контраста, «1» - светлым участкам. Данная операция позволяет разделять и опознавать границы отдельных структурных составляющих. То есть, для подготовки изображения структуры к анализу и объективного выделения элементов (составляющих) структуры необходим переход от изображений в 256 оттенках серого к матрице вида «1-0» («элемент структуры – фон»). При этом требуется выбрать оптимальный уровень бинаризации (отнесения к белым и черным объектам компонентов структуры) - оптимальный контраст или уровень насыщения и степени разрешения, обеспечивающих воспроизводимость и сопоставимость результатов. Считается, что линейный характер двух составляющих кривой отражает самоподобность изображений структур, полученных при ступенчатом изменении контраста [115]. Основываясь на данном утверждении был создан программный продукт «Basic binarisation» для проведения бинаризации изображений, представленный на рисунке 30.

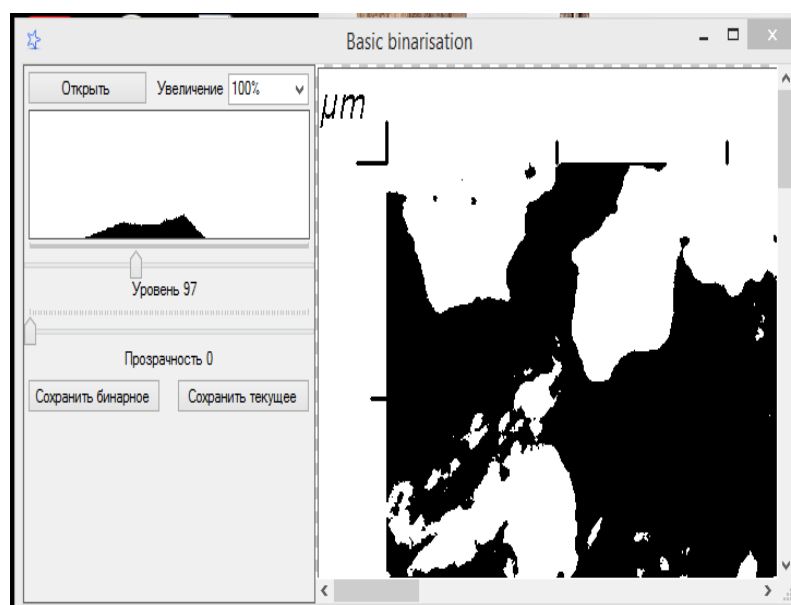


Рисунок 30 – Скрин-изображение рабочего окна программы «Basic binarisation»

Для изображений с развитой структурой (и близким соотношением доли темных и светлых фрагментов) одним из эффективных способов бинаризации может быть построение зависимости площади элементов структуры F от их периметра P в логарифмических координатах, полученной последовательным варьированием с единичным шагом порога бинаризации через весь диапазон серого (256 уровней) на исследуемых полях зрения. Линейный характер двух составляющих С-образной кривой можно представить в виде некоторого признака, указывающего на наличие двух групп самоподобных изображений, полученных при последовательном изменении контраста первичного изображения структуры. То есть, переход от первичного изображения в 256 оттенках серого к бинарной матрице вида «1-0» («элемент структуры – фон») рекомендуется проводить при помощи логарифмической кривой типа периметр-площадь, которую можно рассчитать и построить при помощи программы «S-Curve», представленной на рисунке 31, и программы Excel [108, с. 141]. Результатом обработки изображений структур в программе является массив данных по обсчетам периметров и площадей в программе Excel, далее вычисляются десятичные логарифмы данных и строится С-образная кривая (рисунок 32).

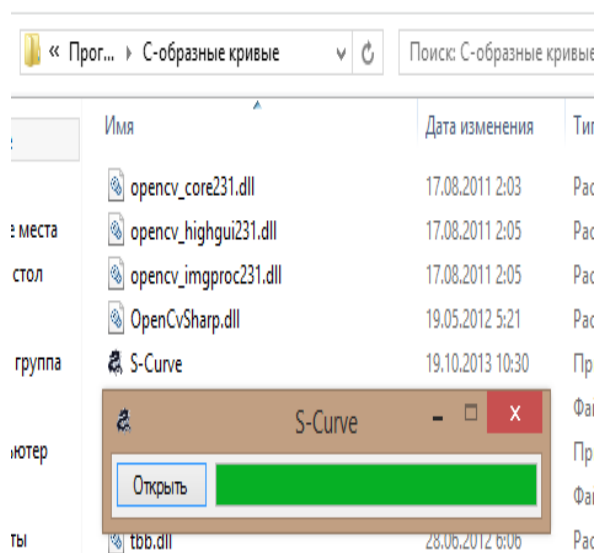


Рисунок 31 – Скрин-изображение рабочего окна программы «S-Curve»

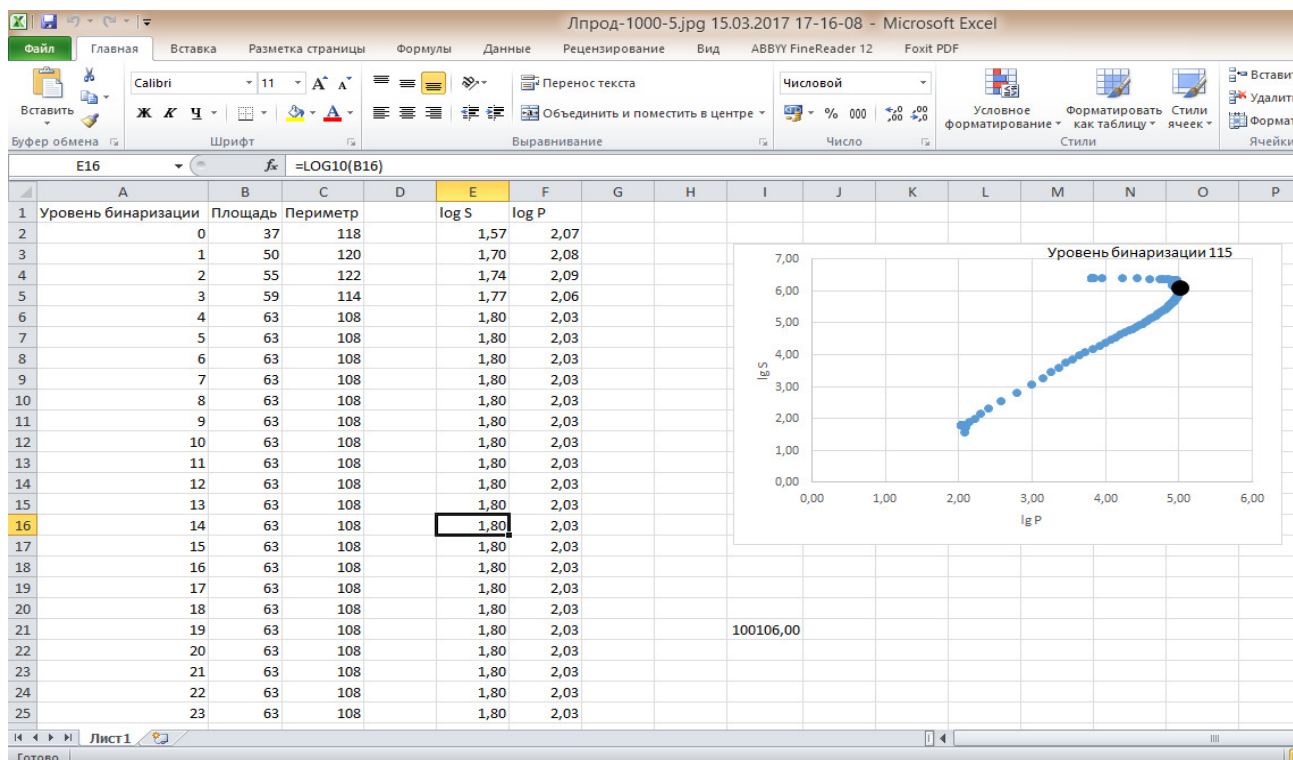


Рисунок 32 – Скрин-изображение рабочего окна Microsoft Excel с результатами обработки данных программой «S-Curve»

Перегиб на С-образной кривой в таком случае отражает смену закономерности формирования изображений микроструктуры стали при варьировании уровня бинаризации (по аналогии с процедурой фокусировки оптического микроскопа – переходом через фокус) и по визуальной оценке соответствует совпадению «черно-белой» контурной карты изображения с исходным. То есть, перегиб на С-образной кривой – уровень бинаризации, соответствующий максимально объективному изображению структуры при переводе в бинарную (черно-белую) матрицу [116].

Все выше изложенное схематически можно изобразить следующим образом: получаем цифровое изображение микроструктуры (фото) → обрабатываем в программе «S-Curve» с целью определения оптимального уровня бинаризации → бинаризуем изображение по данному уровню → проводим операции удаления шумов, дилатации и эрозии и получаем объективное изображение, готовое к обработке в MATLAB.

Однако, многообразие видов структур сталей и сплавов и геометрии их строения (отдельных структурных составляющих и их конфигурации в целом) определили различные подходы к бинаризации изображений: локальные – поиск контраста в масштабах, сопоставимых с отдельными структурными составляющими (рисунок 33, б), и глобальные – с определением единого уровня бинаризации в рамках всего поля зрения микроскопа (рисунок 33, а) [117–119].

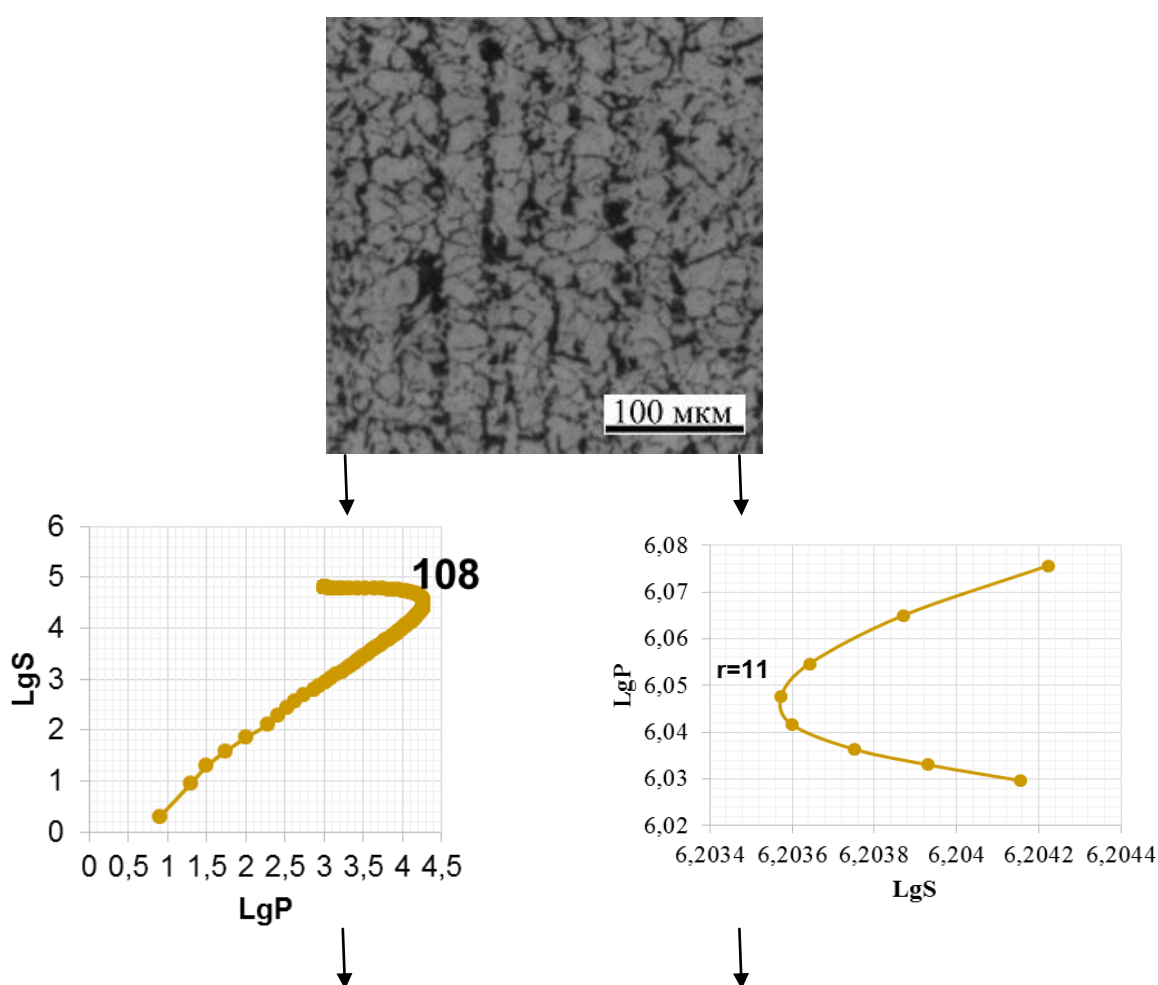


Рисунок 33 – Сравнение методов бинаризации изображения микроструктуры: а – глобального; б – локального [108, с. 141], лист 1

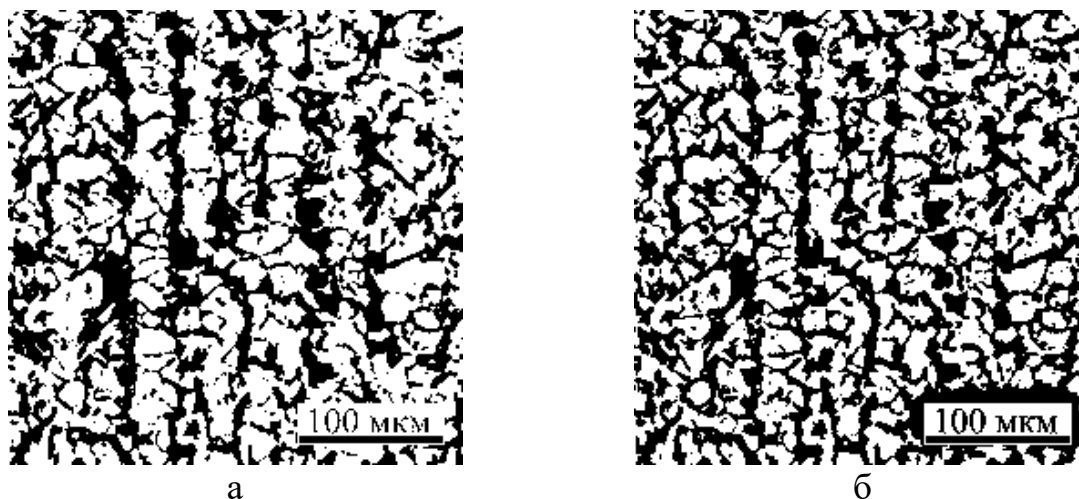


Рисунок 33, лист 2

Большинство программных продуктов, предназначенных для работы с изображениями, предоставляют возможность выбора контраста пользователю, то есть распространенная схема бинаризации – визуально (на глаз). Однако, при выборе контраста изображений мелкодисперсной, грубой равноосной, столбчатой структур, серного отпечатка или фото с неметаллическими включениями разные наблюдатели выбирают разный контраст. Соответственно, в подобном случае, наблюдается достаточно большая (порядка 5-10%) среднеквадратичная ошибка воспроизводимости, а так же систематическое расхождение между ними. Это оправдывает необходимость разработки алгоритма автоматической идентификации границ отдельных составляющих структур [113, с. 41].

Подходы выработки алгоритма бинаризации учитывают особенности геометрии структуры. Для выделения крупных дендритных рисунков эффективен метод глобальной бинаризации по площади S дендритов (основных структурных составляющих) от их периметра P в логарифмических координатах, при последовательном изменении порога бинаризации. Для работы с изображениями мелкодисперсных структур и неметаллических включений оптимальным является метод локальной или точечной бинаризации для каждого отдельного включения.

3.1.2 Фильтрация изображений структур

Компьютеризированные процедуры количественного описания структур основываются на обработке изображений структур сталеи с помощью программного комплекса MATLAB. Соответственно, чтобы получить объективные данные замеров, нам необходимо получить объективные изображения (фото) структур. Изображения структур, полученные с помощью микроскопа, не могут в полной мере удовлетворять требованиям разрабатываемой методики оценки, так как содержат, в большинстве случаев лишнюю информацию, такую как шумы (нечеткое или излишне четкое изображение), неметаллические включения (в случае оценки структурных

составляющих следует исключать) и дефекты. Для обеспечения получения объективных результатов и недопустимости ошибки при замерах программой MATLAB параметров структурных составляющих (таких как феррит, перлит, сорбит, бейнит или мартенсит) оператору необходимо исключить выше перечисленные объекты. С этой целью необходима методика фильтрации (подготовки) изображений структур.

В современное время существует множество современных компьютерных программ, позволяющих проводить обработку изображений, например, Adobe Photoshop, Image Expert, Image J (самые распространенные) и другие. Проанализировав полученные с помощью микроскопов цифровые изображения структур трубных сталей, выявили необходимость процедур (вариантов) удаления мелких объектов (шумов, излишних четкостей, неметаллических включений и других дефектов), процедур сглаживания (утонения) или наращивания определенных объектов.

Необходимо выделить метод последовательного применения процедур эрозии и дилатации, представленного на рисунке 34. Эрозия (поиск локального минимума) представляет собой выделение определенного центра – точечного центра основного крупного объекта – например, структурной составляющей. Применима, для выделения основных объектов и удаления шумов или излишних четкостей в структуре, например, при выделении зерна перлита в виде феррито-цементитных реек, или, в случае необходимости выделения неметаллических включений, серного отпечатка, дефекта. Так как работа в программе MATLAB основывается на обработке белых объектов, соответственно, например, при работе с феррито-перлитной структурой, а именно при определении геометрических параметров зерен перлита в структуре (как упрочняющей составляющей) нам необходимо не только инвертировать изображение в обратный порядок окраса, а также исключить проявление перлитных зерен в виде речного изображения.

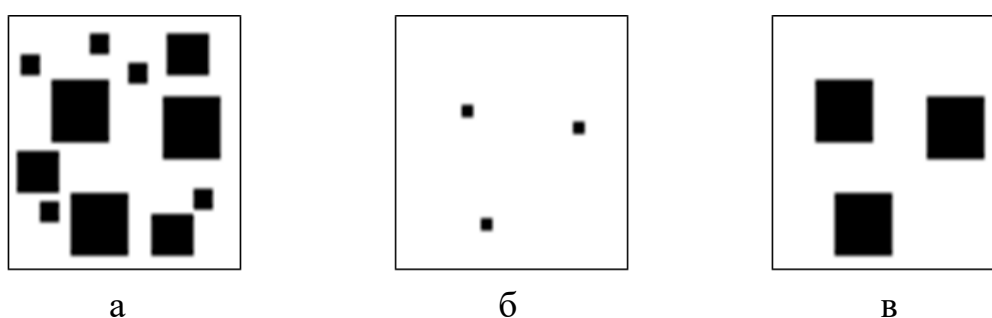


Рисунок 34 – а – схематичное исходное изображение;
б – результат эрозии; в – результат дилатации

Только после дилатации – определения локального максимума (границ основных объектов, например зерен) в некотором поле зрения (в границах обрабатываемого изображения) мы можем провести процедуру удаления шумов. Процедура дилатации определяет структурообразующие элементы. Комплекс процедур дилатации и эрозии иногда полезен и при восстановлении картины дендритного скелета структуры по серному отпечатку шлифа.

При проведении процедур сглаживания и удаления шумов, цвет и размер удаляемых объектов задается численно с помощью соответствующих программных функций (noise) в зависимости от выбранной программы.

Необходимость проведения операций эрозии и дилатации изображений структур подтверждается кривой, представленной на рисунке 35. Как видно, получение максимального контраста изображения соответствует точке максимума (перегиба) на кривой при среднем суммарном уровне эрозии и дилатации.

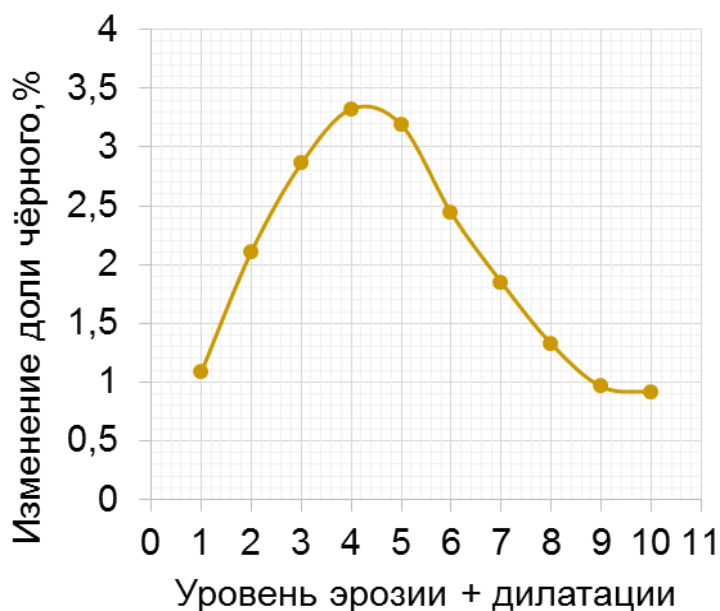


Рисунок 35 – Кривая зависимости изменения доли черного (контраста объекта) от уровня эрозии и дилатации.

На рисунке 36 представлено исходное изображение микроструктуры стали, полученное с микроскопа.

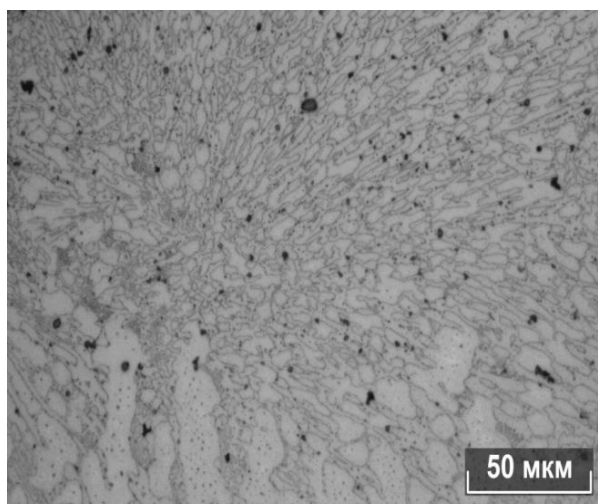


Рисунок 36 – Изображение микроструктуры

Далее изображение бинаризуется по необходимому уровню, но как видно из рисунка 37, изображение «пестрит» шумами, излишне мелкими объектами и неметаллическими включениями. Если такое изображение подвергнуть обработке в программе MATLAB, то мы не получим данные, соответствующие действительности, так как программа обсчитает параметры абсолютно всех объектов. Точечные шумы удаляем фильтрацией, ее масштаб определяем на основе предварительного анализа природы точечных объектов, с учетом возможностей СЭМ и разрешения оптики при фиксированном увеличении. То есть, чтоб программа обсчитала параметры только структурных составляющих, мы исключаем проявление лишних объектов процедурами удаления шумов в программе Image Expert или Image J, дилатации и эрозии (рисунок 38). Полученный таким образом скелет структуры может быть подвергнут поэлементному измерению [108, с. 142, 120].

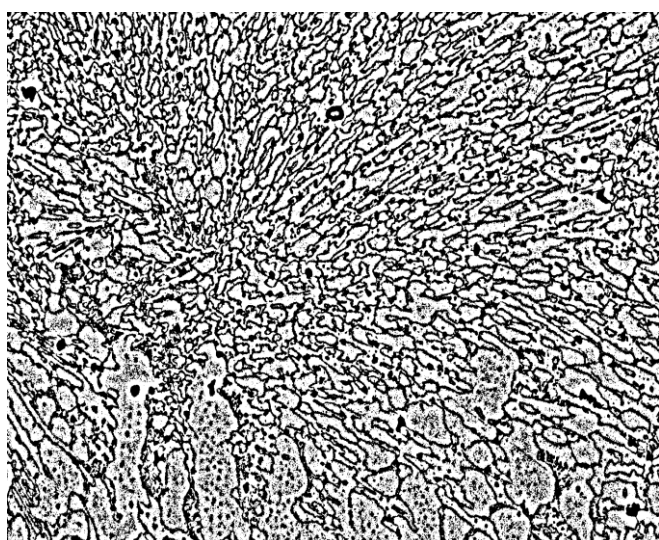


Рисунок 37 – Бинаризованное изображение

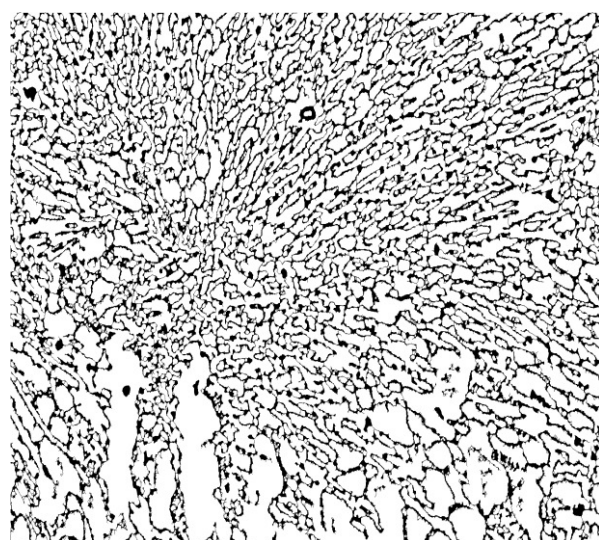


Рисунок 38 – Изображение после удаления шумов, дилатации и эрозии

Готовое к количественному анализу изображение микроструктуры открываем в программе MATLAB с предварительно загруженным кодом для обсчета. В результате обработки изображения получаем массив данных по замерам параметров структуры в пикселях. Далее задачей оператора является перевод данных из пикселей в микрометры. Для этого достаточно откыть оригинальное цифровое изображение структуры (фото) с меткой (линейкой) в программе Paint и замерить электронную метку (с указанием разрешения) в пикселях. Далее элементарной пропорцией определяем величину переводного коэффициента k . С помощью переводного коэффициента определяем параметры объектов структуры. Основные определяемые параметры объектов структуры: длина, ширина, площадь, периметр, плотность распределения объектов, доля объектов в площади кадра, анизотропия, угол направленности, а также дисперсия и среднеквадратическое отклонение (для определения эффективности полученных данных).

Для аппроксимации наблюдений распределение большого числа расчетных данных обычно изображают в виде гистограммы. Гистограммы эффективны и в том случае, когда их смысл неочевиден заранее, например, при выявлении неоднородности микроструктуры (по размеру зерен определенной структурной составляющей, по измерениям твердости и др.), возникающей, например, при неравномерности нагрева в результате технологической операции предварительной или окончательной термической обработки [112, с. 43].

Графически результаты примера измерения белых объектов (структурных составляющих) структуры изображены на рисунке 39. Гистограмма характеризует параметры (размеры) объектов и их количество.

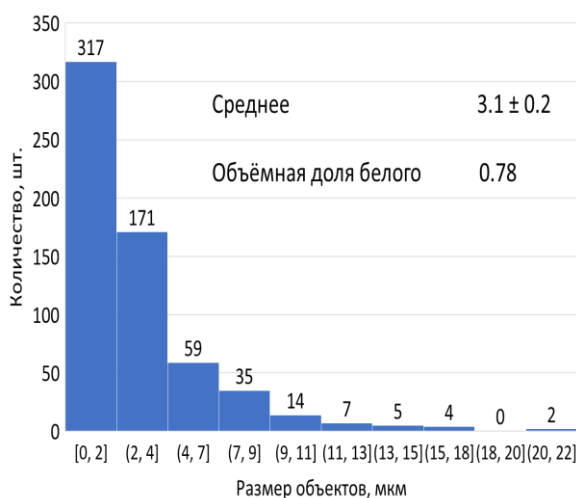


Рисунок 39 – Измерение объектов

Не вызывает сомнений тот факт, что человеку гораздо проще распознать закономерность в рисунках, чем в табличной форме. По этой причине графическое представление информации всегда более эффективно, даже в случае отсутствия какой-либо явной зависимости [121].

3.2 Составление алгоритма количественного описания структур трубных сталей

При измерении различных структур трубных марок сталей сопоставимость результатов обеспечивается лишь при едином алгоритме и параметрах настройки оборудования для распознавания границы «структурная составляющая – структура» или «частица – металл» [100, с. 474]. Это делает оправданными усилия, направленные на разработку алгоритмов автоматической (программной) идентификации границ отдельных составляющих структуры, особенно при наличии большого разнообразия программных продуктов для анализа изображений, которые по умолчанию предоставляют возможности выбора алгоритмов самому пользователю. Выбор определенных процедур проводился с учетом особенностей геометрии структуры (трубных) сталей (пункт 3.2 данной диссертационной работы).

В целом, общую методику количественного анализа структур с помощью компьютерных технологий можно описать алгоритмом последовательности процедур, приведенных на рисунке 40.

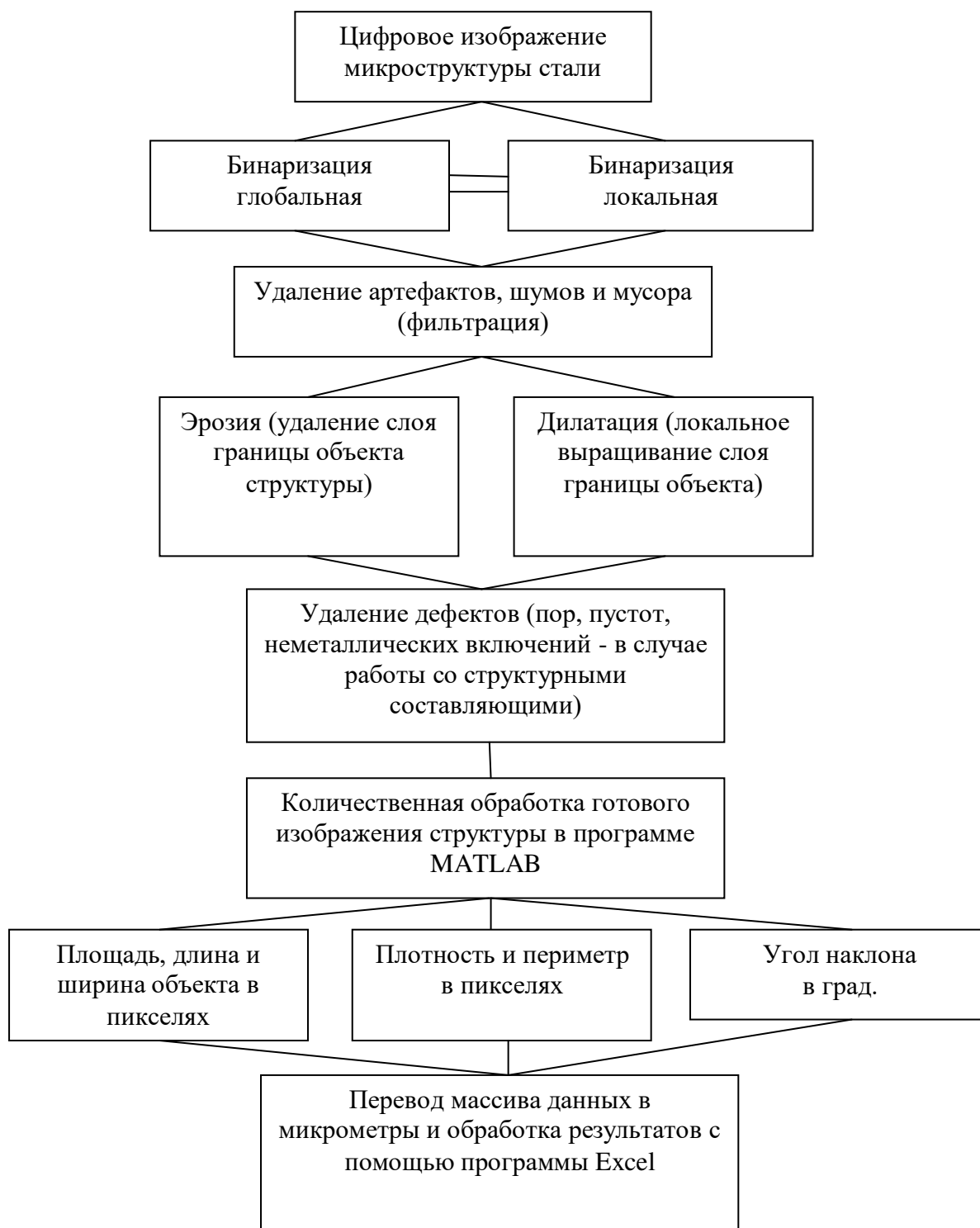


Рисунок 40 – Алгоритм методики количественного анализа структур с подготовкой изображения структур

3.3 Оценка неоднородности структур трубных сталей и панорамная съемка

3.3.1 Измерение загрязненности структур трубных сталей неметаллическими включениями

Роль включений в деформации и разрушении определяется не только их геометрией – размерами и формой (их можно определить по алгоритму, указанному выше в п. 3.1 и 3.2), но и особенностями размещения в пространстве. Наблюдение неметаллических включений и микроструктуры (в масштабе образца) можно обеспечить «склейкой» отдельных кадров в панораму. Панорама – «склейка» или составление множества последовательных кадров. Варьировать количество склеенных кадров по плоскости исследуемого образца оператор может сам, в зависимости от задачи. Данная функция удобна, например, для более объективного анализа количества неметаллических включений (рисунок 41, а) или при замере полос структурных составляющих (рисунок 41, б).

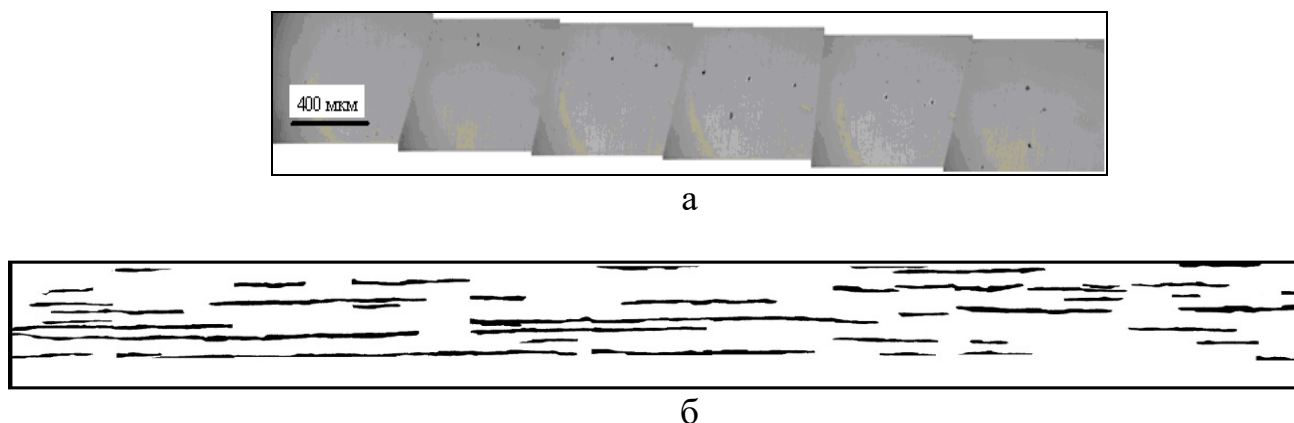


Рисунок 41 – Панорамная съемка поверхности образца для анализа:
а – неметаллических включений; б – длин ферритных полос, их ширины и угла наклона к направлению прокатки (бинаризованное изображение)

Направление «склейки» кадров выбирается в зависимости от образца вдоль прокатки, поперек или по толщине. Схема панорамной съемки приведена на рисунке 42.

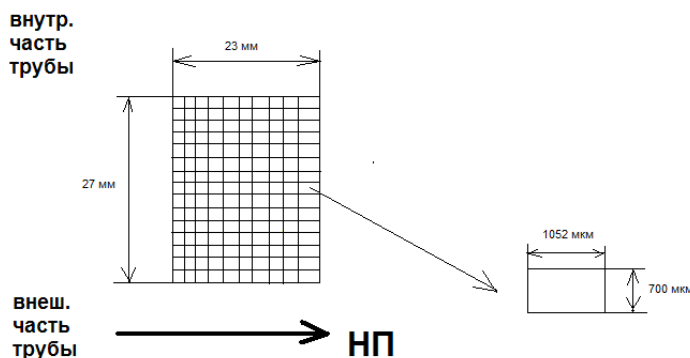


Рисунок 42 – Схема панорамной съемки по толщине прокатанного образца (из трубы)

Панорамная съемка также полезна и для наблюдения общей картины микроструктуры (дендритного рисунка) (рисунок 43), например, для определения текстуры деформации (наклепа), литой структуры и других структурных особенностей.

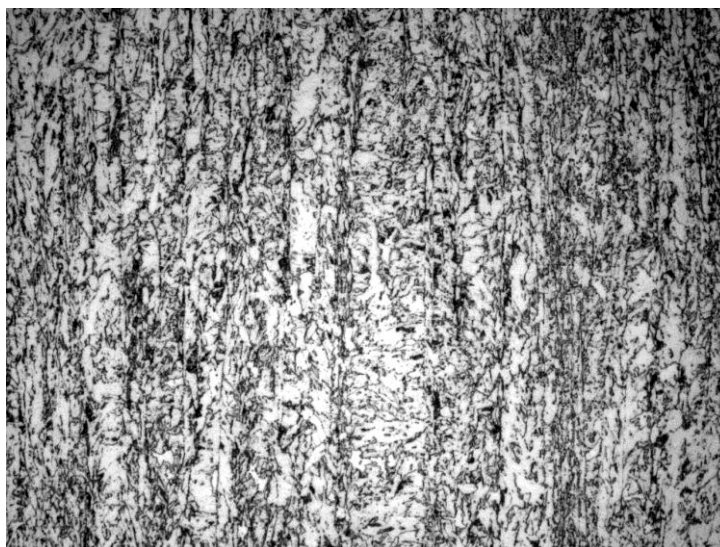


Рисунок 43 – Панорамное изображение микроструктуры шлифа – порядка 900-1000 кадров, X 100

Контроль структур по неметаллическим включениям не всегда строго формализуем. Для оценки загрязненности стали неметаллическими включениями существует три метрологических стандартизированных процедуры: 1 – металлографические методы оценки полей зрения на нетравленном шлифе (шкалы ГОСТа 1788 при увеличении 100 крат); 2 – «серный отпечаток» темплета по Бауману при контроле сульфидов; 3 – статистика размеров включений при массовых документированных измерениях, X 1000. Бальная оценка – обычно не документированная процедура и часто не задается конкретными значениями, из чего следует ее небольшая современная эффективность и субъективность [100, с. 475].

Оперативную информацию о распределении сульфидов в структуре трубной стали получают по серному отпечатку. Так, например, непосредственное сравнение его морфологии с дендритным рисунком определенных сталей позволяет выявлять области основного скопления сульфидов – междуветвия дендритов. Эффективным способом решения подобной задачи явилась процедура дилатации, которую можно провести с помощью программ Image Expert или Photoshop. Пошаговое смещение контуров увеличения каждого пятна позволяет по уменьшению их периметра из-за взаимного слияния оценивать скученность пятен и выявлять на этой основе географию преимущественного распределения.

Меру скученности включений можно оценивать по статистике расстояний L_{ij} между центрами ближайших частиц [122]. Ближайшие из них выделяют, разбив пространство на полиэдры Вороного: если центры всех частиц

соединить отрезками и через середину каждого провести перпендикулярно к нему плоскость, то около каждой частицы ими будет очерчен многогранник, в котором все точки ближе к центру «своей» частицы, чем к какой-то другой (рисунок 44) [113]. Из двух «хвостов» гистограммы распределения величин отрезков L_{ij} , соединяющих центры смежных полиэдров Вороного i и j , можно оценить масштаб скученности и разреженности частиц – места, где будет облегчено вязкое разрушение и пластическое течение, соответственно. Не всегда надёжно выявляют угадываемую невооружённым глазом текстуру изображения и оригинальные фильтры (отсев объектов по их вытянутости, размерам и т.п.), входящие в состав специализированных программных продуктов. Множество используемых алгоритмов – неизбежное следствие большого разнообразия исследуемых объектов и решаемых задач [113, с.43].

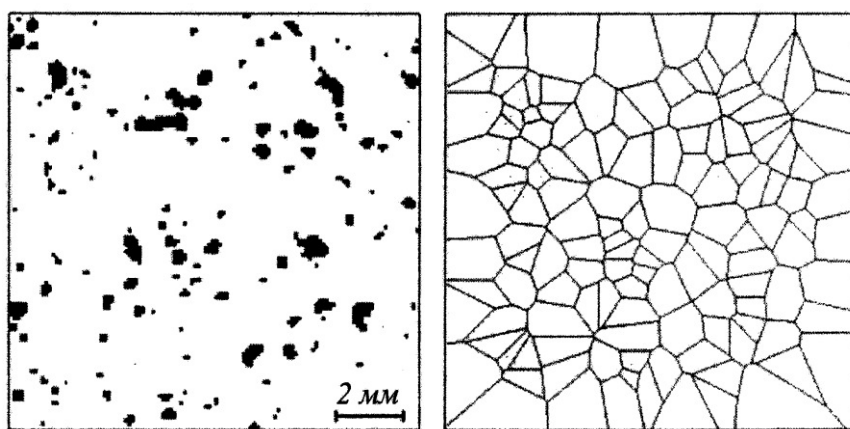


Рисунок 44 а – Бинаризованное изображение серного отпечатка;
б – полиэдры Вороного

Не всегда надёжно выявляют угадываемую невооружённым глазом текстуру изображения и оригинальные фильтры (отсев объектов по их вытянутости, размерам и т.п.), входящие в состав специализированных программных продуктов. По этой причине разнообразие используемых алгоритмов – неизбежное следствие большого множества исследуемых объектов и решаемых задач.

3.3.2 Измерение полосчатости структур трубных сталей

Кристаллы растут из расплава в виде дендрита, обычно с ветвями первого, второго порядка, структуру которого характеризуют шаг осей дендритов Λ_0 и коэффициент ликвации $K=c_{\max}:c_{\min}$ – отношение наибольшей и наименьшей концентрации элемента (в осях и в межосьях дендритов). Обычно измеряемый на случайной секущей (без разделения на оси первого и второго порядков) средний шаг осей дендритов, в частности, определяет впоследствии структурную полосчатость [123].

Дендритная неоднородность сохраняется и в прокате, например, который в k раз тоньше (и в k раз длиннее) сляба в продольном сечении дендриты

наблюдаются в виде лент толщиной $\Lambda \approx \Lambda_0/k$, вытянутых вдоль поверхности проката. Переменное содержание легирующих элементов и углерода в полосах дифференцирует критические скорости охлаждения аустенита в осях и в межосях дендритов, что приводит к появлению различных структур. Так в прокате микрополосы ликвации на месте дендритов порождают структурную полосчатость среднеуглеродистой стали: мартенсит-бейнитную, бейнит-перлитную, феррит-перлитную (а в высокоуглеродистой – карбидную строчечность) [124].

Возможна и другая причина феррито-перлитной полосчатости [123]: когда при прокатке, выделившиеся в пределах ячейки дендрита легкоплавкие силикаты и сульфиды, «раскатываются в нитку». Повышенная концентрация кремния в аустените в приграничной с силикатом области повышает термодинамическую активность растворенного углерода, отчего наблюдается его вытеснение и после охлаждения образуется феррит [124].

Вблизи нитей MnS слой аустенита обогащен марганцем, вследствие чего сюда втягивается углерод, что после охлаждения способствует образованию полосы перлита. В итоге это приведет к одинаковому результату: чередованию полос феррита и перлита вдоль направления прокатки [124].

Структурная полосчатость приводит к анизотропии пластичности (иногда и прочности). Ослабленная полоса может спровоцировать как скол фасеток, так и вязкое разрушение. Существенна толщина чередующихся слоев, в частности, чтобы трещина могла остановиться в вязком слое радиус пластической деформации в её вершине должен быть меньше его толщины. При этом толщина составляющих более прочного каркаса должна обеспечить несущую способность композиции в целом [123-125].

В этой связи объективное определение масштабов полосчатости в микроструктуре приобретает существенное значение при сопоставлении качества проката, прогноза их остаточного ресурса [123, 126]. Обеспечение единообразного подхода к этой проблеме долгое время регламентировалось ГОСТ 5640-68. В последние годы – в соответствии с ГОСТ Р 54570-2011, где балл определяется на основе стереологических коэффициентов, найденных методом направленных секущих при панорамных исследованиях с помощью автоматического анализатора изображений [127]. Однако при этом не совсем понятно, каков должен быть приемлемый масштаб измерений, обеспечивающий воспроизводимость результатов измерений [116]. Балльная оценка позволяет различить структуры с различным масштабом полосчатости в микроструктуре, но при этом также важна статистика измерений неоднородности геометрии размеров её элементов. Например, в прокате из стали 09Г2С [128] изменение ширины мягких ферритных прослоек (с 30...40 мкм до 100...170 мкм) при локализации пластического течения в шейке способствовало вытягиванию пор в направлении действия нормальных напряжений и увеличению глубины ямок. В долевых же образцах вследствие дробления хрупких полос перлита при деформации, смежные прослойки феррита объединяются, что делает предпочтительным вытягивание пор по толщине проката с образованием крупных неглубоких ямок поперечником от 8-

10 мкм и более. В целом, это приводит к анизотропии пластичности в прокате. Влияние полосчатости на разрушение, не всегда очевидно, например, в стали Ст 3 связь между размерами зерна феррита и шагом полос перлита с одной стороны и морфологией вязкого излома (поперечник ямок и периодичность строения его мезорельефа) с другой стороны, была выявлена только на основе Фурье-преобразования их 2D-изображений [129]. Однако существенное значение результатов измерения геометрии полосчатости в микроструктуре для прогноза деформации и разрушения трубных сталей не вызывает сомнений [123-126]. В этой связи оценка факторов, определяющих достоверность и воспроизводимость измерений полосчатости, явилось одной из задач работы.

В качестве объекта исследования использовали трубные стали 09Г2С, Ст 3 и трубные стали класса прочности Х80, полученные в соответствии с принятыми технологиями [123, 126, 130]. Их химический состав удовлетворял требованиям ГОСТ [131].

Цифровые изображения исследуемых микроструктур трубных сталей представляли собой поля яркости (в 256 оттенках серого), где тёмным фрагментам соответствовал перлит или бейнит, а светлым – феррит, их переводили в бинарную матрицу вида «1-0» («элемент структуры – фон») [116]. Для выделения однотипных объектов на изображении, например, перлита и удаления шумов (поперечником менее 5 мкм) использовали процедуру фильтрации (рисунок 45). В случае неоднородности освещения первичного изображения в кадре применяли процедуру его выравнивания (бинаризации).

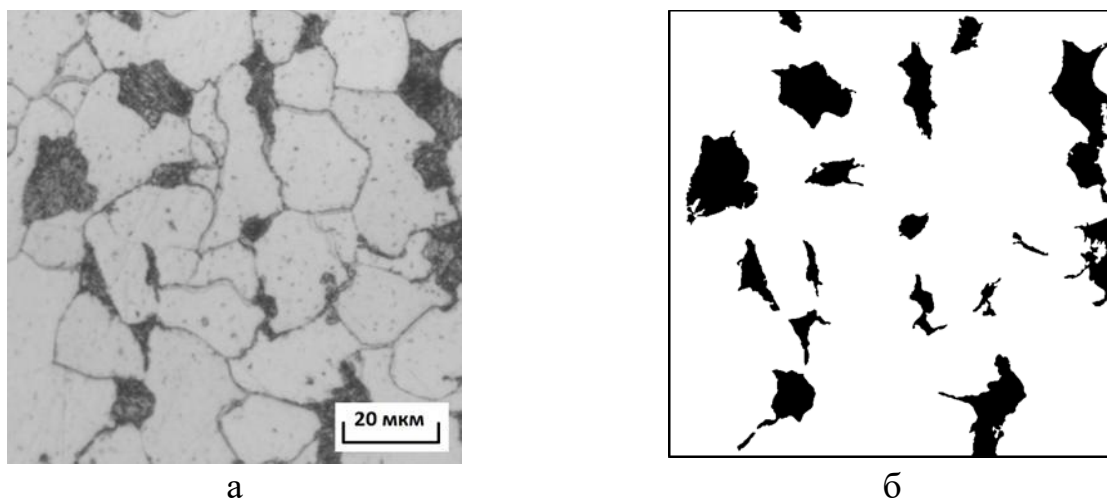


Рисунок 45 – Изображения микроструктуры стали Ст 3:
а – исходное (до); б – после бинаризации и фильтрации

После подготовки изображения измеряли параметры геометрии характерных элементов микроструктуры (размеры зерна феррита, шаг полос перлита), определяющих различие в масштабах полосчатости. Так, например, для типичных изображений структур образцов, отобранных от двух партий стали 09Г2С, отличающихся масштабом полосчатости (рисунок 46), были проведены её количественные оценки в зависимости от размера исследуемого

поля зрения. С этой целью последовательно увеличивали (с шагом 30 мкм по каждой координате) размеры поля зрения первичного 2D-кадра.

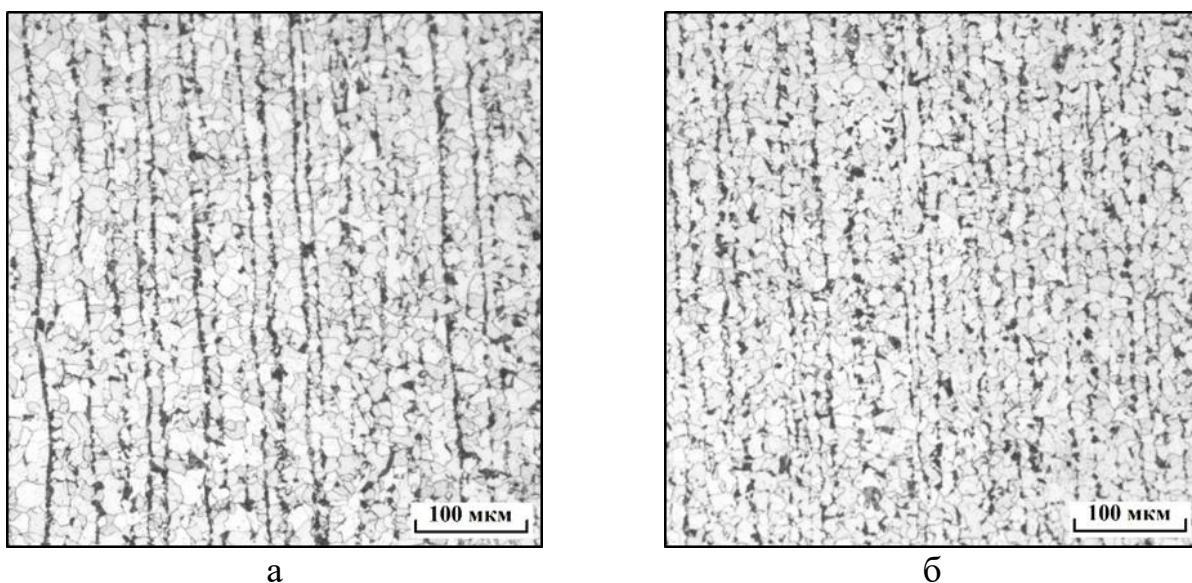


Рисунок 46 – Полосчатость в микроструктурах двух партий (а и б соответственно) трубной стали 09Г2С

Для каждого, из полученных таким образом полей зрения, по результатам измерения на них поперечника зерна феррита, шага полос перлита строили гистограммы их распределения и определяли соответствующие значения коэффициентов эксцесса и асимметрии, средних значений параметров. Показано, что значения коэффициентов эксцесса и асимметрии в большинстве случаев изменяются с увеличением размера кадров (рисунок 47).

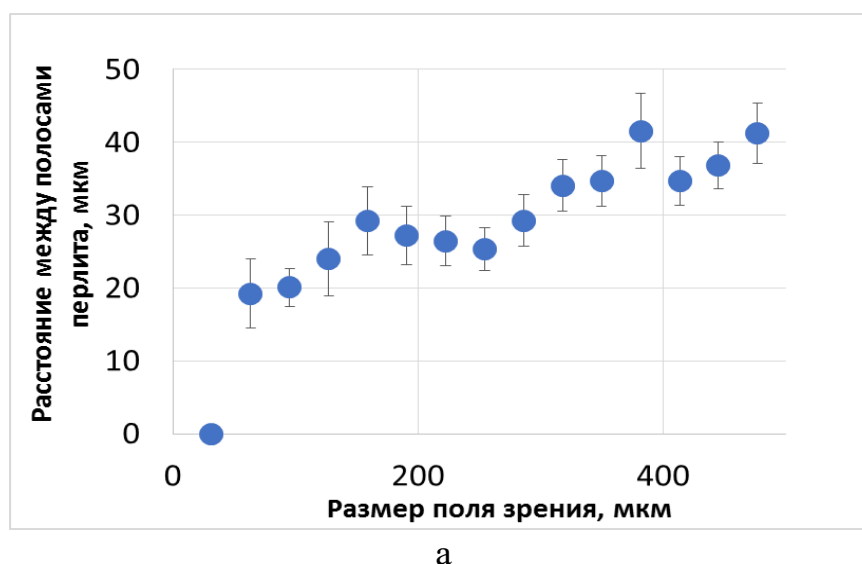
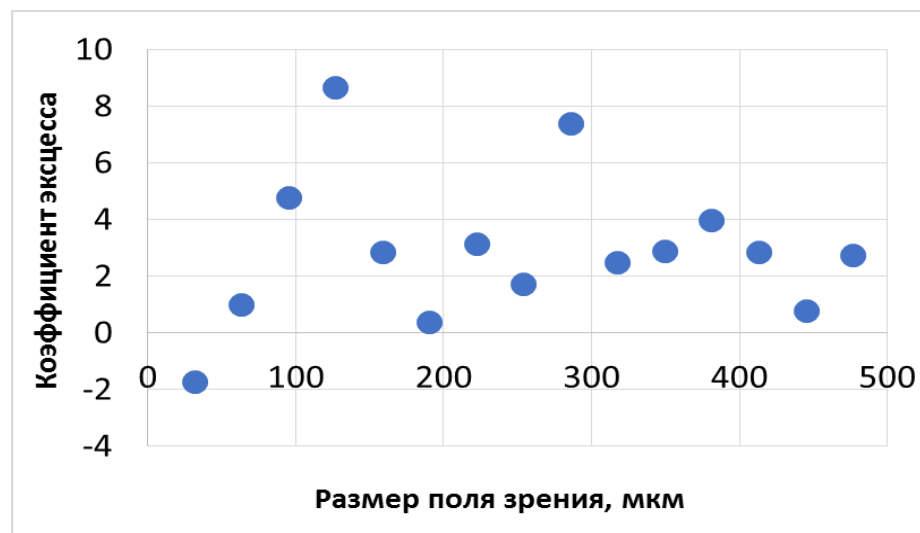
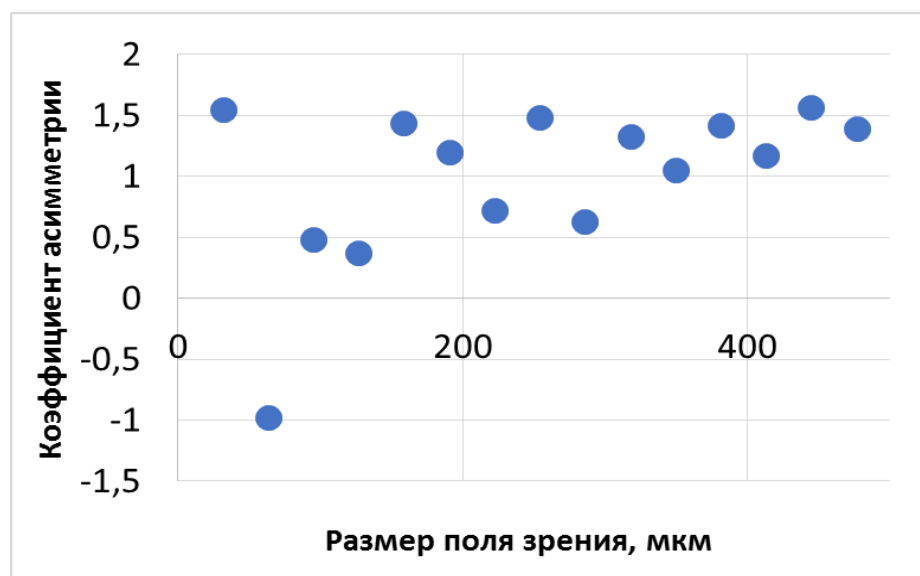


Рисунок 47 а – Изменение средних значений шага полос перлита;
б – коэффициентов эксцесса распределений значений поперечника зерна феррита; в – асимметрии шага перлита в микроструктуре проката из стали 09Г2С в связи с изменением масштаба поля зрения, лист 1



б



в

Рисунок 47, лист 2

Практически для всех исследуемых изображений феррито-перлитных структур (различной степени полосчатости) распределение значений параметров геометрии структуры (во всем диапазоне вариации площадей наблюдаемых полей зрения) имеет асимметричный характер. Диапазон изменения значений коэффициента асимметрии изменялся от 1,0 до 2,6; эксцесса – от 4,7 до 10,4 и стабилизировался, начиная с полей зрения стороной 0,38–0,45 и 0,32–0,43 мм соответственно (таблица 14). Из полученных результатов, с учетом их статистической природы, следует, что для получения воспроизводимых значений средних значений и параметров их распределений необходима некоторая минимальная площадь наблюдения. Она достаточно велика – это поле зрения со стороной 0,4 мм и выше (при увеличении 200 крат) [124].

Таблица 14 – Сводная таблица значений коэффициентов асимметрии и эксцесса изображений структур с разными масштабами полосчатости в микроструктурах стали 09Г2С, $\times 200$

Тип полосча- тости	Коэффициент эксцесса				Коэффициент асимметрии			
	Область неустойчи- вых значений		Область устойчивых значений		Область неустойчи- вых значений		Область устойчивых значений	
	Раз- мер зерна ферри- та	Шаг полос перли- та	Размер зерна феррита (минималь- ный размер стороны поля зрения, мкм)	Шаг полос перлита (минималь- ный размер стороны поля зрения, мкм)	Разме- р зерна ферри- та	Шаг полос перли- та	Размер зерна феррита (минималь- ный размер стороны поля зрения, мкм)	Шаг полос перлита (минималь- ный размер стороны поля зрения, мкм)
Слабо выражен- ный	-1,8 – 8,6	-2,0 – 8,0	2,5 – 4,0 (320 - 480)	2,0 – 2,5 (420 - 480)	-0,4 – 2,2	-0,3 – 2,5	1,0 – 1,3 (450 - 480)	0,8 – 1,6 (420 - 480)
Сильно выражен- ный	0,2 – 4,5	-1,6 – 3,6	1,5 – 1,7 (430 - 470)	2,8 – 3,2 (430 - 460)	0,75 – 1,6	-1 – 1,5	1,1 – 1,2 (450 - 480)	1,3 – 1,6 (380 - 460)

Очевидно, что учет данного обстоятельства приобретает особую роль при переходе к автоматизированным измерениям геометрических характеристик полосчатости в микроструктуре для получения её объективных, статистически значимых оценок.

Причиной такого длительного «выхода на насыщение» статистических характеристик распределений является неоднородность микроструктуры по сечению проката, номинально однотипной, но отличающейся своей геометрией. Такое различие в строении микроструктур наблюдается не только в масштабах одного проката, но между прокатами отдельных партий, вследствие различий в эволюции структур и дефектов в ходе технологического передела в рамках достаточно широкого поля допуска технологии [126, 132].

Для объективной ранжировки масштабов полосчатости важно также учитывать уровень величин статистических характеристик, описывающие вид распределения (коэффициенты эксцесса и асимметрии) геометрических параметров элементов полосчатой структуры, например, шага полос перлита.

Известно [133], что они оценивают степень соответствия экспериментального распределения нормальному (когда коэффициент асимметрии и эксцесс равен нулю). При уровне коэффициента асимметрии (по модулю) менее $<0,25$, асимметрия считается незначительной, в диапазоне значений от 0,25 до 0,5 – умеренной, более 0,5 – значительной. Для полученных экспериментальных распределений значений шага перлита стали 09Г2С со слабо и выраженной полосчатостью коэффициент асимметрии (при его выходе

на насыщение) находился на уровне 0,8–1,6 и 1,3–1,6 соответственно, что характеризует значительное отклонение от нормального вида распределения, когда длинный хвост распределения находится справа от его вершины. Величина эксцесса при этом была положительной и находилась на уровне 2,0–2,5 и 2,8–3,2 соответственно.

Из этого вытекает, что использование средних значений и критерия Стьюдента для сопоставления различных выборок результатов измерения геометрических параметров полосчатости содержит в себе известные риски, связанные с отклонением вида экспериментальных распределений от нормального. Для таких случаев эффективным является применение критериев непараметрической статистики, в частности Колмогорова-Смирнова [120] (подробности далее в пункте 3.4).

При выборе измеряемых параметров изображений структур важно учитывать особенности геометрии строения однотипных элементов структур (в т.ч. с учетом их возможного влияния на свойства стали). В частности, измерение площадей объектов, например, сорбита в стали СтЗсп (после отпуска при 620 0С) или фрагментов перлита возможно в случае случайного их размещения в поле зрения (см. рисунок 45). Однако при формировании их связности (полосчатость начальных баллов) для их выделения необходимо применение неформальных процедур дилатации и эрозии, отсюда часто бывает предпочтительнее использование линейных характеристик объектов, определенных при их пересечении секущими.

При оценке феррито-бейнитной полосчатости в микроструктуре высокопрочных трубных сталей класса Х80 одним из факторов, обеспечивающим возможность объективного разделения структурных составляющих, является их ранжировка по интенсивности яркости (рисунок 48). Удовлетворительное соответствие изображения микроструктуры стали в световом микроскопе её поликристаллическому строению при необходимости подтверждают построением карт EBSD (с того же поля зрения) [134].

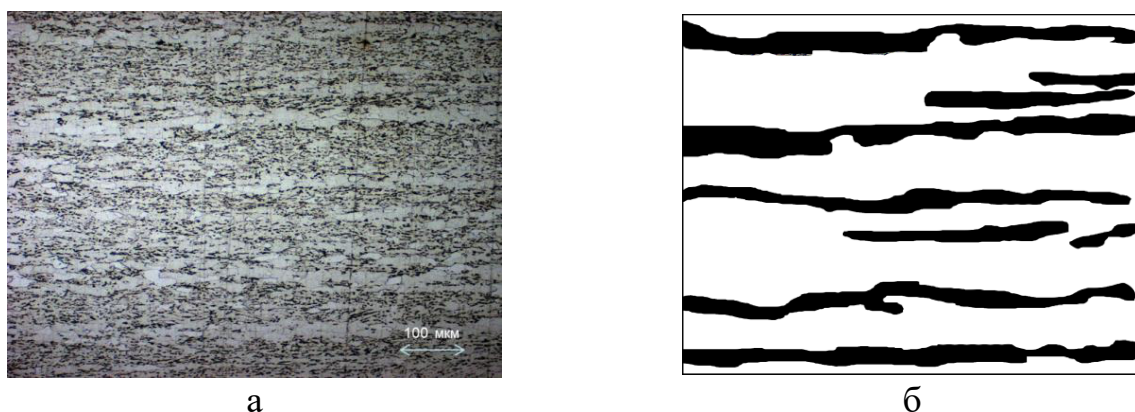


Рисунок 48 – Выделение полос феррита в стали категории прочности К65:
а – исходное изображение; б – при бинаризации

Однако при частичном перекрытии гистограмм распределения интенсивностей яркости двух составляющих – феррита и бейнита, например,

из-за образования квазиполигонального (помимо полигонального) феррита, с повышенной плотностью дислокаций [83] и с более темными оттенками на световом изображении соответственно, полезно дополнительно ранжировать составляющие структуры по их геометрии. Так можно выделить две основные группы фрагментов структур: равноосные, такие как полигональный феррит и вытянутые – бейнит [134], и при необходимости разделить феррит на полигональный и квазиполигональный – по его форме (у квазиполигонального феррита неправильная форма и «рваные границы» [83]).

Таким образом, очевидно, что при определении геометрических характеристик полосчатости листовых сталей с использованием компьютеризированных процедур существенную роль играют метрологическое обеспечение измерений. В практике измерений должно быть предусмотрено определение минимальной площади поля зрения, обеспечивающей воспроизводимость получаемых характеристик изображения. Существенное значение имеет обоснованный выбор уровня бинаризации. Для корректного сопоставления полосчатости необходимо учитывать вид распределения измеренных значений параметров геометрии изображения. С учетом этих факторов (в рамках конкретной задачи), при накоплении необходимой статистики наблюдений в измерение полосчатости можно будет внести количественные меры, позволяющие стандартизовать требования к ним.

Объективное измерение и сопоставление полосчатости в трубных сталях определяется с одной стороны оптимальным выбором её геометрических параметров (с учетом природы объекта), с другой - метрологическим обеспечением компьютеризированных процедур измерений (обоснование необходимой статистики наблюдений, определяемой масштабами неоднородности изображения микроструктуры, выбор оптимальных процедур бинаризации, применение критериев статистики, учитывающих особенности распределения значений, измеряемых геометрических параметров элементов структуры). Это обеспечит возможность получения количественных оценок строения полосчатости в микроструктуре листовых сталей, что важно, в частности, при выявлении её роли в формировании неоднородности качества металла, уточнения прогноза остаточного ресурса (что невозможно было сделать ранее из-за отсутствия развитых процедур измерения полосчатости в микроструктуре).

3.4 Возможности и перспективы применения методики количественного анализа

Изменение химического состава стали (выбор конкретной марки стали) или термо-механической обработки не всегда решает проблему нестабильности ресурса готовой продукции от партии к партии, в частности нефтегазопроводных труб, и не исключает наличие выпадов и отклонений по механическим свойствам (рисунок 49).

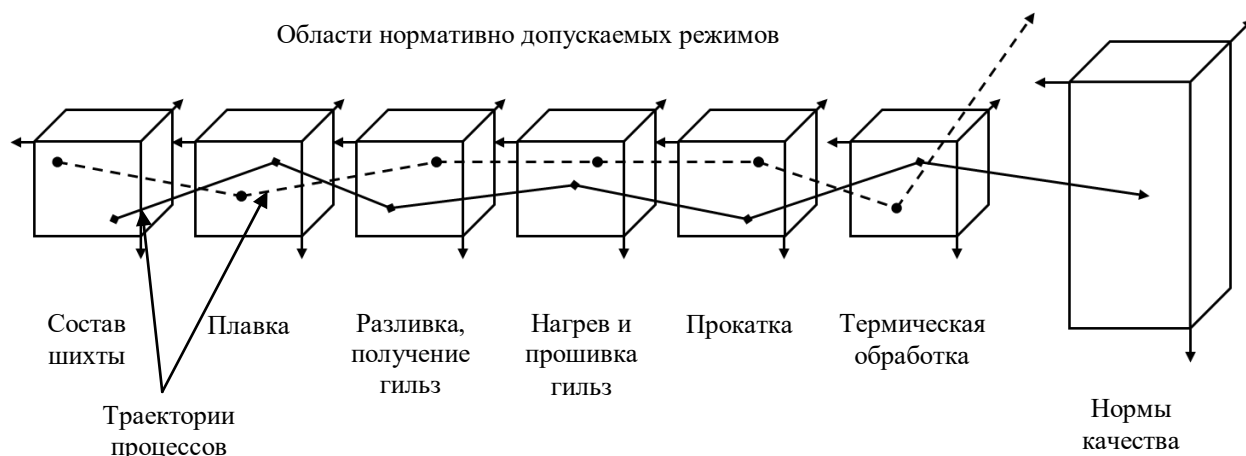


Рисунок 49 – Природа разброса качества при соблюдении директивной технологии

Даже в хорошо отлаженной технологии часть партий нередко выходит за допустимый уровень какого-либо из параметров качества, что приводит к отсортировке продукции, снижению категории качества и отбраковке, и, как следствие, влечет за собой дополнительные затраты. Подобные издержки не всегда удается исключить внесением корректировок в технологию из-за высокой стоимости основных фондов металлургии. Однако, существенная часть продукции обычно находится достаточно далеко от зоны риска, прилегающей к допустимому уровню контролируемого параметра качества. Следовательно, такая технология принципиально гарантирует качество продукта.

При оснащенности эффективными средствами измерения и сбора информации по всей технологической цепочке в металлургии при серийном характере производства за относительно небольшой промежуток времени по каждой выпускаемой партии определенного вида труб (назначения, класса прочности) накапливается большое количество статистической информации. В подобном случае из заводских баз данных производственного контроля процесса и продукта для n партий производства труб можно извлечь траектории процесса и соответствующий им уровень качества. Подобный анализ может быть полезен для поиска зависимости механических свойств от количественных параметров структуры и выявления некой закономерности. Выявление данных закономерностей откроет возможности повышения среднего уровня качества, сокращения масштабов отсортировки и отбраковки труб, повышения гарантий эксплуатационной надежности труб нефтегазового сортамента. Очевидно, этим объясняется большой интерес к использованию статистических методов для выявления причин неоднородности качественных показателей [135, 136].

Для сравнения различных вариантов структур трубной стали полезна оценка таких параметров как объемная доля, занимаемая однотипными упрочняющими элементами структуры (бейнита, сорбита, карбидов), их плотность на единицу площади, их средний размер или площадь и

анизотропность. Так, параметры анизотропии важны для оценки однородности деформации фаз для прогноза вязкости и риска преждевременного разрушения [120, с. 79, 123].

При сравнении количественных параметров структуры, полученных в результате измерений, следует отметить вероятную асимметрию распределения значений, например, распределения той же анизотропии. Отсюда требуется некоторая осторожность при использовании средних значений для сравнения разных выборок, чтоб исключить вариант проявления неполной индукции.

Существует алгоритм полного извлечения информации (с указанием ошибки), который универсален к виду распределения [119]. Нормировав все значения параметров геометрии структуры ξ так, чтобы в интервале $\{\xi_{\min} - \xi_{\max}\}$ они менялись в пределах $1 \leq r \leq N$ в порядке $x_{r+1} \geq x_r$ и строили на отрезке $[0-1]$ эмпирическое распределение (5):

$$\Phi(x)=r(x):N \quad (5)$$

Разность распределений $\Phi_1(x)$ и $\Phi_2(x)$ для двух выборок, формула (6):

$$D(x)= \Phi_2(x)-\Phi_1(x) \quad (6)$$

В некоторой точке x^* наибольшая:

$$|D^*(x^*)|= \max |D(x)| \quad (7)$$

Если два эмпирических распределения совпадают, то величина $|D^*|$ может с вероятностью α превышать уровень критерия Колмогорова-Смирнова [119]:

$$D_\alpha=\lambda\sqrt{N_1^{-1}+ N_2^{-1}} \quad (8)$$

Для малых объемов выборок ($N \leq 20$) точечные значения $D_\alpha(\alpha, N_1, N_2)$ приведены в таблицах [137], для больших объемов существует приближенная формула в [138]

$$\lambda=\sqrt{[(-\ln\alpha):2]} \quad (9)$$

При $\alpha=0,05$ ошибка для λ менее 2%, и результат будет более точным [139].

Расстояние D^* инвариантно относительно любых нелинейных преобразований, монотонно (с сохранением порядка) отображающих влияние x на некоторые другие переменные [140].

Таким образом, использование компьютерных технологий в получении и обработке изображений структур трубных сталей (и других материалов) с возможной оценкой достоверности результатов позволяет объективно определять количественные параметры структур, проводить их сравнение и ранжирование сталей между собой.

Методика количественной оценки структуры применима для:

- контроля качества по основным структурным составляющим трубной стали (феррита, перлита, бейнита, сорбита и т.п.) и твердых фаз – карбидов на основе железа и других элементов;
- для оценки серного отпечатка и анализа количества и характера распределения неметаллических включений;
- определения показателя строчечности структуры труб.

Ввод в анализ разнообразных структур количественной оценки позволит объективно установить допустимый уровень неоднородности структур, гарантирующий заданный уровень механических свойств, что является определяющим фактором при выработке оптимальных технологических решений при управлении качеством труб [141].

Выводы по 3 разделу

Таким образом, для объективного определения критических параметров технологии, ответственных за колебания качества труб, контроля качества трубной стали необходим инструмент оценки достоверности анализа данных и определения оптимальности структур труб, учитывающий возможности классических металлографических процедур.

С помощью современного программного обеспечения решается проблема нехватки универсального эффективного инструмента для количественного описания структур материалов. Используются возможности программного обеспечения в выполнении операций обработки числовых и графических данных применительно к анализу структур трубных сталей.

В работе впервые разработана и внедрена эффективная методика количественной оценки структур сталей (и не только трубных) с помощью компьютерных технологий для определения оптимального фазового состава и структуры, соответствующих требуемому качеству и уровню механических свойств стали для производства нефтегазопроводных труб.

Разработаны алгоритм количественного анализа структур, а также методика подготовки и обработки (бинаризации и фильтрации) изображений структур трубных сталей для получения объективных расчетных данных.

Показана универсальность методики количественной оценки структур сталей в решении таких материаловедческих задач, как: контроль качества по основным структурным составляющим трубной стали (феррита, перлита, бейнита, сорбита и т.п.); твердых фаз (карбидов на основе железа и других элементов); оценка серного отпечатка и неметаллических включений; определение показателя анизотропии и строчечности структуры труб.

Обработка изображений структур с помощью программного обеспечения позволяет получать количественные характеристики структур трубных сталей, что дает возможность объективно сравнивать их между собой и находить критические значения их параметров, определяющих те или иные свойства труб нефтегазового сортамента. Это может обеспечить переход от традиционного эмпирического подбора химического состава и технологий производства к конструированию оптимальной геометрии структуры стали, обеспечивающей заданные механические свойства.

4 КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУР ТРУБНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ, ИСПОЛЪЗУЕМЫХ ДЛЪ ПРОИЗВОДСТВА БЕСШОВНЫХ ОБСАДНЫХ ТРУБ И НКТ

Единый технологический процесс производства труб определяют высокопроизводительные агрегаты непрерывного действия всех переделов металлургического производства, таких как выплавка, непрерывная разливка, прошивка, горячая прокатка и термическая обработка.

Качество трубы в значительной степени зависит от качества горячекатаного металла, которое, в свою очередь, определяется технологией горячей прокатки. Прокатка на непрерывных станах горячей прокатки труб (редукционного стана) – это сложный процесс многократной деформации, в процессе которого в широком диапазоне изменяются: температура стали, степень обжатия, скорости деформации и охлаждения прокатываемой трубы. Соответственно структура горячекатаной стали и ее свойства, формируются не только в нагревательной печи, но и в чистовой группе трехвалковых клетей [142]. Отсюда и необходимость получения воспроизводимых и статистически значимых количественных характеристик структур, что возможно только при накоплении достаточного объема статистических данных с помощью быстро действующих компьютерных технологий. Данная мера необходима для определения взаимосвязи между структурными характеристиками и уровнем свойств прокатанных труб, которая далеко не всегда очевидна при визуальном наблюдении. По этой причине затруднено понимание процессов преждевременного разрушения при эксплуатации и отсутствует явный прогресс в разработке стабильно качественных трубных материалов [120, с. 77].

Качество стали зависит от количества, формы, размеров, и характера распределения структурных составляющих, неметаллических включений, примесей, однородности или неоднородности структуры. Эти ключевые слагаемые качества применительно к сталям для труб нефтегазового сортамента до настоящего момента не изучены. Оценка их вклада в разрушение труб и резьбовых соединений может дать полезную информацию для уточнения механизмов разрушения, разработки эффективных режимов термической обработки и разработки технологии получения, а также для обоснования ресурса эксплуатации труб [143].

4.1 Сравнительный анализ структур сталей из образцов, термически упрочненных труб, прошедших эксплуатацию

Большая часть бесшовных обсадных и насосно-компрессорных труб нефтегазового сортамента поставляется, в основном, без термического упрочнения, т.е. в нормализованном состоянии сразу после прокатки и наката резьбы. Часть труб, к которым предъявляется более высокие требования по механическим свойствам, подвергаются улучшению [143].

Уровень прочности трубных сталей зависит от объемной доли, дисперсности и строения основных структурных составляющих в нормализованном состоянии и после закалки с высоким отпускком. Для

обеспечения необходимого уровня свойств, очень важным является создание заданного структурного состояния [141].

В работе был проведен сравнительный анализ структуры металла труб нефтегазового сортамента, произведенных из стандартных общепринятых трубных марок стали для производства бесшовных насосно-компрессорных и обсадных труб. В качестве образцов для исследования послужили образцы из бесшовных насосно-компрессорных труб: труба А – не выдержавшая повторных спускоподъемных работ колонны насосно-компрессорных труб, потерпевшая разрушение резьбы (смаз) на теле трубы; труба Б – насосно-компрессорная труба, выдержавшая порядка 20–ти спускоподъемных операций. Причем, образцы труб А и Б предоставлялись в нормализованном и улучшенном виде (после закалки с высоким отпуском) [143].

Как видно из таблицы 15 химический состав стали трубы А (образцов №1 и 3) близок к составу стали марки 35Г2 (ГОСТ 4543-2016). Отклонение по содержанию марганца составляет $\approx 0,07\%$. Содержания серы и фосфора не превышают предельно допустимое значение ($\approx 0,035\%$), что исключает проявление хрупкости. Состав стали трубы Б соответствует марке стали 45Г.

Таблица 15 – Химический состав исследуемых образцов, % (масс.)

№ п/п	Труба	Марка	Al	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	Cu
1 н 3 у	А	35Г2	0,014	0,32	1,33	0,003	0,005	0,32	0,04	0,09	0,16
2 н 4 у	Б	45Г	0,017	0,47	0,85	0,011	0,009	0,27	0,03	0,04	0,01

Структура образцов 1 и 2 соответственно нормализованных труб А и Б феррито-перлитная. Образцы 3 и 4 труб А и Б, были подвергнуты операции окончательной термообработки – закалке с отпуском.

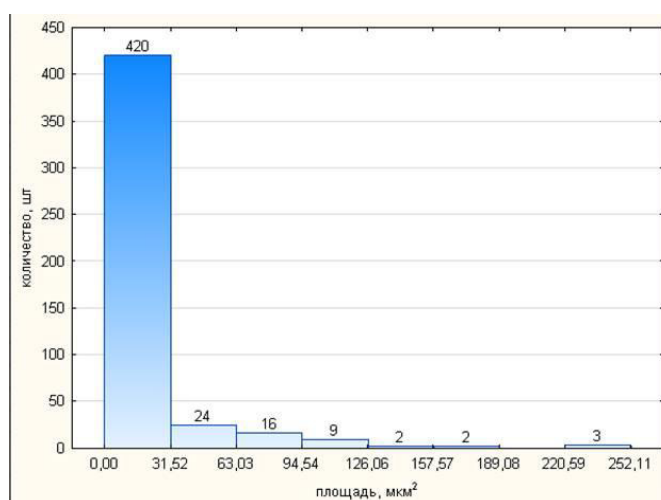
Для оценки и сравнения структурных характеристик (определения неоднородности) образцов труб из указанных марок стали был использован компьютеризированный количественный анализ изображений структур [121, 144].

Изображения структур были обработаны согласно алгоритма, описанного в пунктах 3.1 и 3.2 данной диссертации - для количественной оценки геометрических параметров структуры образца изображение было обработано в компьютерных программах. Для определения геометрических параметров перлита фото микроструктур инвертировали в обратный порядок (в специальной программе феррит инвертировали в черный цвет, а перлит в белый) и после обработали изображение в MATLAB. Также, долю перлита можно было определить примитивной операцией вычитания доли феррита из 100%. Результаты измерения геометрических характеристик структур представлены в таблице 16 [144].

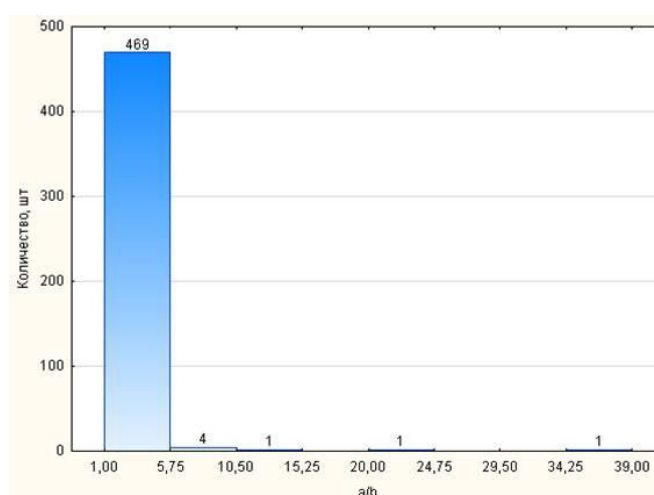
Таблица 16 – Геометрические параметры структурных составляющих стали трубы А

№	Геометрические характеристики изображений	Бинаризованное изображение	
		феррит	перлит
1	Объемная доля, %	37,75	62,25
2	Средняя площадь, мкм ²	12,31±0,16	11,37±1,44
3	Степень вытянутости (a/b)	1,99±0,003	2,11±0,01
4	Средний периметр, мкм	20,53±2,21	11,76±1,13
5	Плотность, шт/мкм ²	0,03	0,05

На рисунке 50 приведены гистограммы распределений значений площадей и степени вытянутости зерен перлита.



а



б

Рисунок 50 – Гистограммы распределения значений:
а – площадей перлитных зерен; б – степени вытянутости перлитных зерен

С помощью компьютеризированных процедур обработки изображений структур были определены такие параметры структуры как средняя площадь и периметр зерен феррита и перлита, их объемная доля, степень вытянутости ферритных и перлитных зерен, плотность распределения и направление их ориентировки [144].

Расчетные данные, приведенные в таблице 16, позволяют считать, что структура стали 35Г2 достаточно однородная, но вытянутая форма ферритных и перлитных зерен (почти в два раза) показывает, что морфология данной структуры отличается повышенным различием зерен по геометрическому параметру, площади и баллу зерна.

По аналогичной схеме была обработана фотография структуры стали 45Г.

Выявлено, что показатель полосчатости (по степени вытянутости зерен а/б) гораздо меньше и не превышает 1,5. Также отношение зерен перлита к ферриту больше, что объясняет лучшие прочностные свойства образца трубы Б. Отличается и средняя площадь зерен феррита и перлита, балл зерна микроструктуры образца стали 45Г (трубы Б) выше.

Полученные данные позволяют сделать следующие выводы:

- для получения лучшего комплекса свойств нормализованной трубной стали, при выборе марки стали предпочтительнее делать выбор в пользу стали с содержанием углерода не менее 0,40 % углерода, так как данное содержание углерода способствует получению большего количества упрочняющей составляющей - перлита;

- Рекомендуемая доля перлита в составе структуры стали должна быть не менее 0,75;

- Рекомендуемая степень вытянутости зерен структуры не должна превышать 1,5;

- Оптимальная площадь зерна в структуре стали должна составлять порядка 10 мкм².

Соблюдение указанных рекомендаций обеспечивает получение требуемого лучшего комплекса механических свойств (Таблица 17 - труба Б) [143].

Таблица 17 – Механические свойства образцов трубных сталей после нормализации

Образец горячекатанный	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Твердость
Труба А	516	696	22	230 НВ
Труба Б	420	705	15	245 НВ

Высокие требования к трубным сталям по прочности, вязкости, трещиностойкости, хладостойкости, а тем более по коррозионной стойкости, определили происходящий в настоящее время переход от феррито-перлитных структур к более дисперсным бейнитным и сорбитным структурам,

обеспечивающим сочетание высокой прочности и сопротивления хрупкому разрушению. Для марганцовистых сталей это условие обеспечивается применением термической обработки – операции улучшения стали. Соответственно, при необходимости повышенного комплекса механических свойств труб, производителями регламентируется производство улучшенных труб.

Микроструктура стали 35Г2 после операции улучшения (после закалки с 870°C и отпуска при 620°C) представляет собой структуру сорбита отпуска (рисунок 51, а). Как видно из фото микроструктуры, сорбит отпуска под микроскопом не всегда имеет светлую игольчатую структуру, частички цементита в сорбите значительно укрупнены и сфероидизированы. Соответственно, особый интерес в структуре стали вызывали составляющие частицы цементита в сорбите отпуска как упрочняющей составляющей структуры стали. Для определения геометрических параметров сорбита, изображение микроструктуры стали инвертировали в обратный порядок для выявления упрочняющей составляющей в белом цвете, так как работа программы Matlab основана на обработке изображений белых объектов (рисунок 51, б).

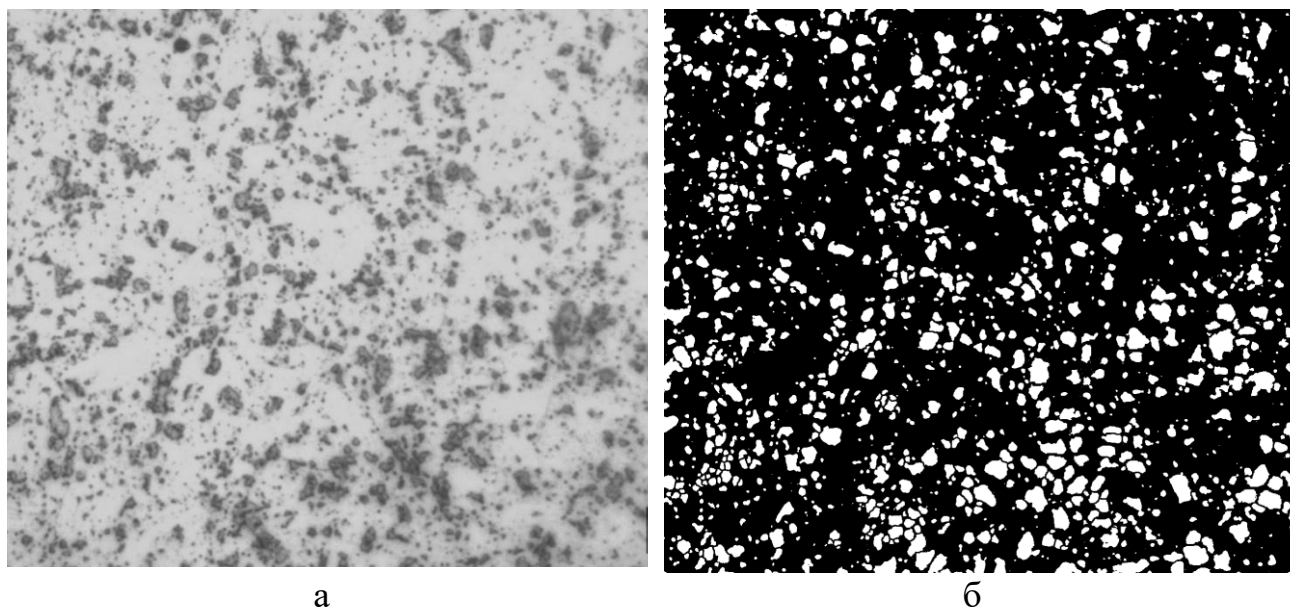


Рисунок 51 – Микроструктура образца стали 35Г2: а – после закалки с 870°C и отпуска при 620°C , X1000; б – бинаризованное и инвертированное в обратный порядок изображение структуры после закалки с 870°C и отпуска при 620°C , X1000

Данные обсчета микроструктуры представлены в таблице 18.

Таблица 18 – Геометрические параметры структуры

№	Геометрические характеристики изображений	Бинаризованное изображение	
		Труба А (карбиды С)	Труба Б (карбиды Б)
1	Объемная доля, %	19,9	20,4
2	Средняя площадь, мкм ²	0,68±0,03	0,21±0,002
3	Степень вытянутости (a/b)	1,58	1,71±0,01
4	Средний периметр, мкм	2,42	1,65±0,02
5	Плотность, шт/мкм ²	0,29	0,95
6	Преимущественная ориентировка, град.	0-45	-45-0

Механические свойства при указанной структуре сорбита отпуска должны отличаться хорошим комплексом механических свойств – высоким пределом упругости при достаточно хорошей ударной вязкости и твердости (HRC 30-40). Тем не менее, как показали результаты механических испытаний (табл. 5), твердость трубы А со структурой сорбита отпуска 25 HRC. Это подтверждается геометрическими параметрами цементита сорбита отпуска (таблица 18). Рекомендуются понижение температуры отпуска, для исключения коагуляции и укрупнения частиц цементита, снижающих твердость трубной стали [143].

После закалки с отпуском образцы из стали 45Г имеют феррито-бейнитную структуру (рисунок 52).

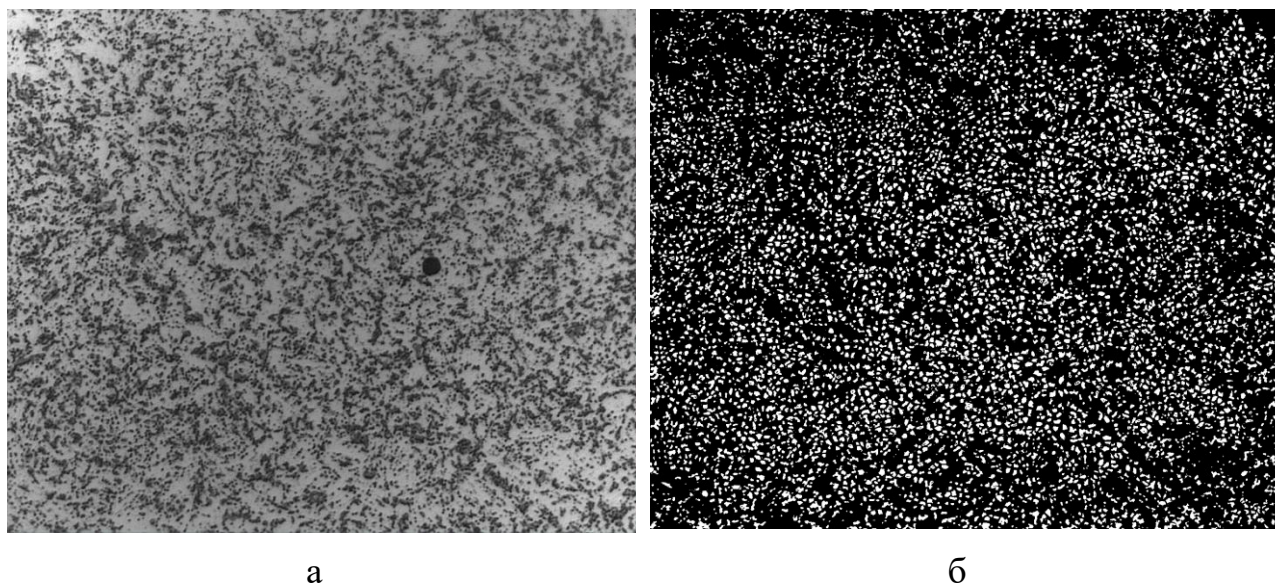


Рисунок 52 – Микроструктура образца стали 45Г: а – после закалки и отпуска, X1000; б – бинаризованное и инвертированное изображение структуры после закалки и отпуска, X1000

Категория выявленного бейнита – высоко дисперсионный нижний бейнит. Экспериментальные данные показали, что средняя площадь бейнитной

составляющей стали 45Г в три раза меньше сорбита отпуска стали 35Г2, объемная доля бейнита в феррито-бейнитной структуре стали 45Г выше и плотность распределения бейнита в стали 45Г в три раза выше, чем в стали 35Г2. Полученные расчетные данные хорошо согласуются с результатами определения механических свойств образцов сталей. Образцы трубы Б отличаются более высоким комплексом механических свойств (таблица 19). При этом твердость стали 45Г (31 HRC) выше, чем твердость стали 35Г2 (25 HRC).

Таблица 19 – Механические свойства образцов трубных сталей после закалки и отпуска

Образец горячекатаный	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Относитель ное удлинение δ , %	Твердость
Труба А	363	617	18	25 HRC/248 HB
Труба Б	375	624	15	31 HRC/293 HB

В стали 35Г2 марганца в два раза больше, чем в стали 45Г. Известно, что марганец усиливает склонность зерна к росту, поэтому логично, что сталь 35Г2 более чувствительна к перегреву и, соответственно, имеет пониженную ударную вязкость, особенно при отрицательных температурах. Сталь 45Г мало склонна к отпускной хрупкости, нежели сталь 35Г2 отличающаяся склонностью к отпускной хрупкости. Сталь 45Г сохраняет значительную ударную вязкость и при очень низких температурах (при температуре жидкого азота). Это связано с тем, что после отпуска в структуре стали 35Г2 карбидные включения достаточно грубые и неоднородно распределенные, в результате чего скол может непрерывно распространяться на значительные расстояния, составляющие несколько зерен, тогда как в стали 45Г карбиды мелкие и однородно распределенные [96]. Порог хладноломкости существенно повышается (на 120-140°C), резко падает работа распространения трещины. Эти стали рекомендуется применять обработке ТВЧ. Кроме того, известно, что получение однородной по толщине ферритно-бейнитной структуры в стали обеспечивает высокую сопротивляемость водородному растрескиванию трубы [145].

В целом, объективный мониторинг качества стали предполагает учет многих факторов, способствующих формированию структурного состояния объекта исследований. В основе любого подхода к управлению качеством готовой продукции должен лежать анализ неоднородности структуры и свойств исходного металла [132]. В целях минимизации расходов предприятий можно рекомендовать добиться улучшения эксплуатационных свойств труб обеспечением получения оптимальной геометрии структур и их взаимного соотношения путем использования компьютеризированных процедур для статистики, количественного и качественного анализа структур [146].

Подобный подход позволит получить количественные оценки неоднородности структур сталей и, следовательно, определить причины неоднородности их качества и выработать практические рекомендации для повышения ресурса работы труб на основе регулирования и управления структурой стали, определяющей тот или иной комплекс свойств.

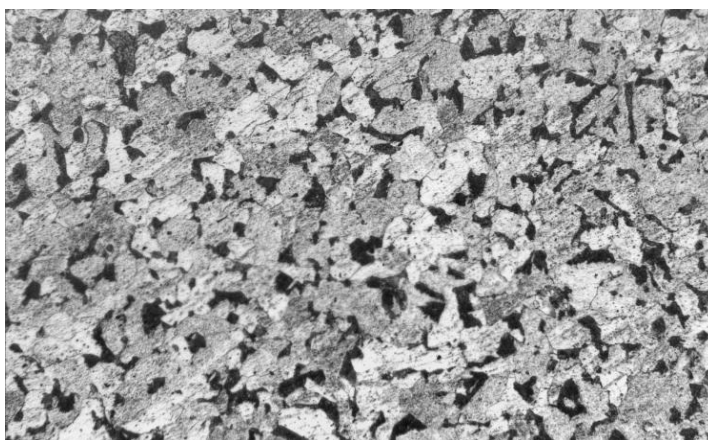
4.2 Количественный анализ традиционных трубных марок стали для производства бесшовных обсадных и насосно-компрессорных труб

На основании данных, приведенных в пунктах 1.2, 1.3 и 1.5 данной диссертации, полученных в результате научно-патентного поиска, в качестве объектов исследования были выбраны стандартные марки стали, применяемые для производства обсадных и насосно-компрессорных труб: стали марок 30, 32Г2С, 38ХНМ. Химический состав образцов представлен в таблице 20.

Таблица 20 – Химический состав стали, % (масс.)

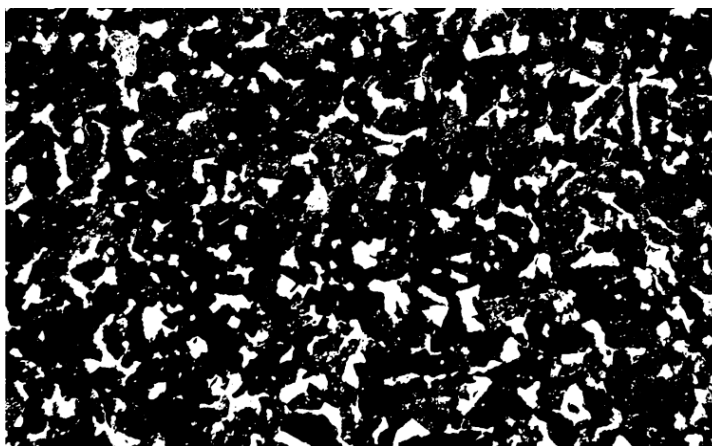
№ обр.	Марка стали	Массовая доля элементов, %									
		Al	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	Cu	Mo
1	Сталь 30	0,005	0,27	0,58	0,010	0,024	0,18	0,05	0,02	0,01	0,010
2	32Г2С	0,023	0,32	1,54	0,013	0,008	0,82	0,14	0,11	0,24	0,013
3	38ХНМ	0,039	0,39	0,57	0,010	0,017	0,30	1,34	1,31	0,08	0,76

Микроструктура всех трех сталей представляет собой феррито-перлитную смесь (рисунки 53, а; 55, а; 57, а). Судя по структурам, стали 30, 32Г2С и 38ХНМ поставлялись без термического упрочнения. Каждая сталь с определенной геометрической феррито-перлитной структурой имела свой характерный комплекс механических свойств. То есть, несомненно, структура сталей должна каким-то образом определять уровень свойств в готовом изделии – трубе [109, с. 372].



а

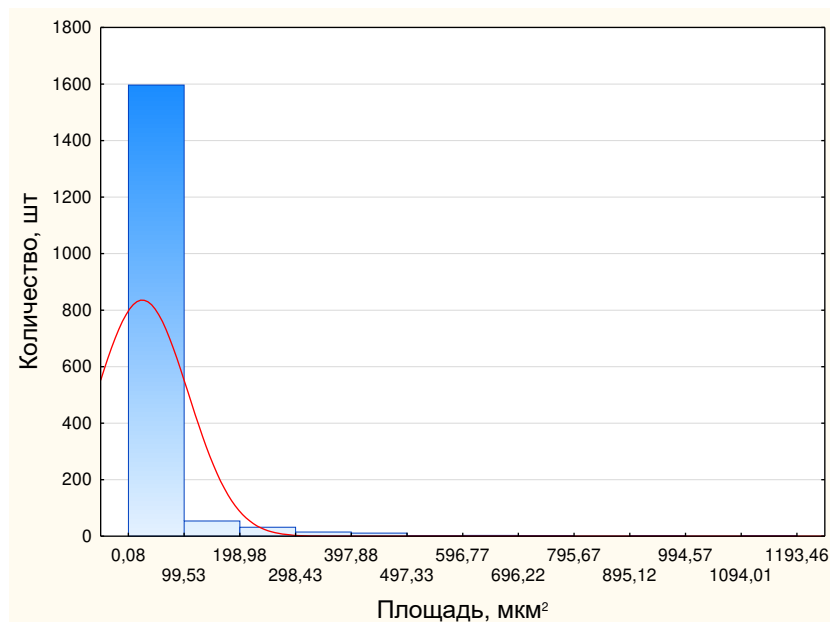
Рисунок 53 – Микроструктура образца стали 30: а – изображение с микроскопа, X200; б – бинаризованное и инвертированное изображение структуры, лист 1



б

Рисунок 53, лист 2

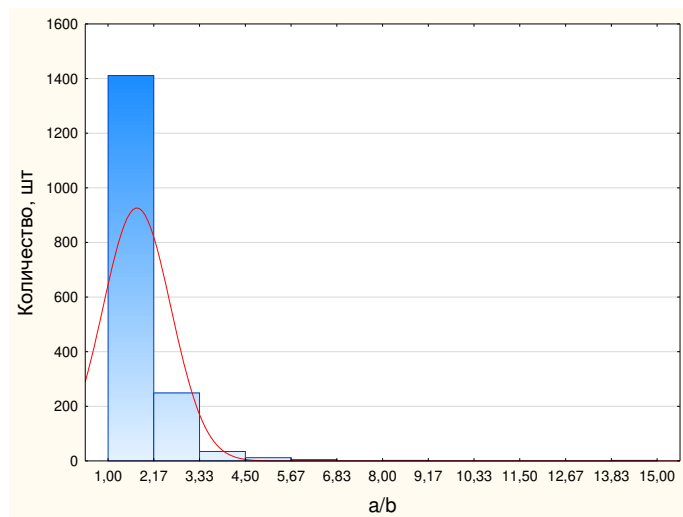
Стояла задача современной широко доступной количественной оценки структуры. При оценке структуры представленных трубных сталей перлит, как упрочняющая составляющая, вызывал особый интерес. По этой причине для определения количества и геометрических параметров перлита нам необходимо было бинаризовать и инвертировать изображение в обратный порядок, так как MATLAB обчисляет геометрические параметры белых объектов вводимых исходных данных в пиксельном эквиваленте. Вводимые данные – бинаризованные изображения (фото) микроструктур (рисунки 53, б; 55, б; 57, б), где белые объекты - интересующие нас структурные элементы (перлит) [115, 147].



а

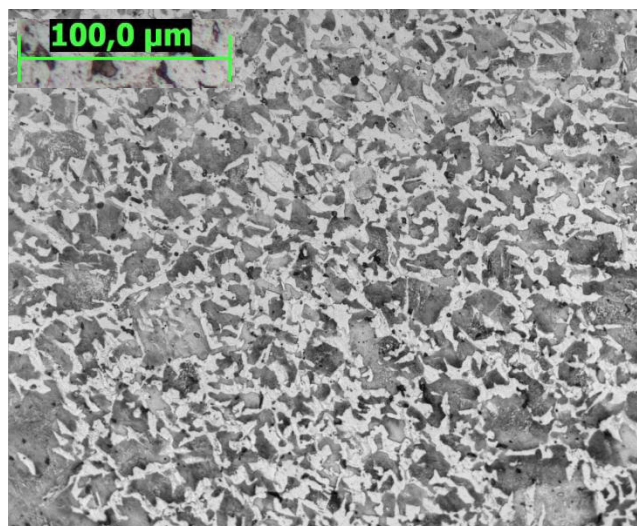
Рисунок 54 – Гистограммы распределения значений (структуры стали 30):
а – площадей перлитных зерен; б – степени вытянутости перлитных зерен,

лист 1

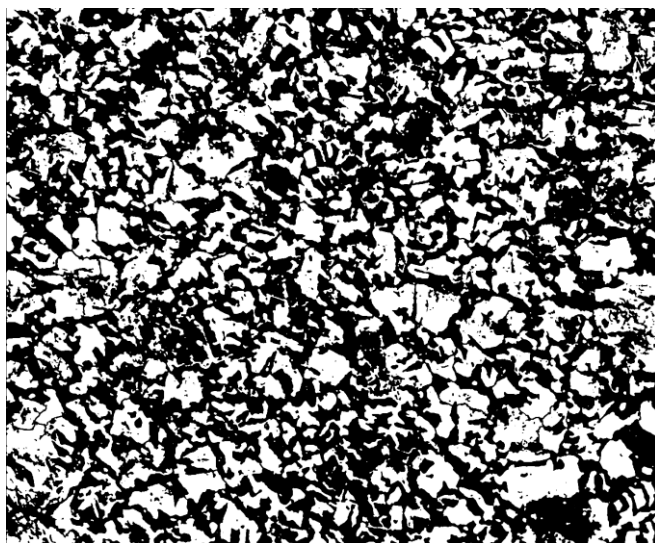


б

Рисунок 54, лист 2



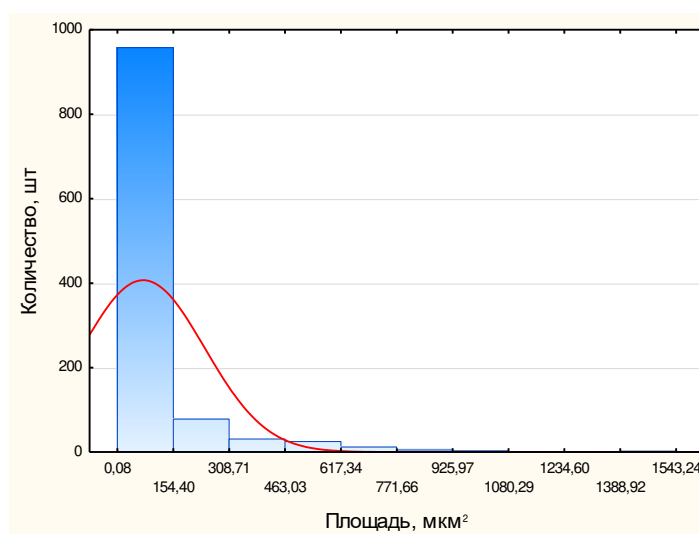
а



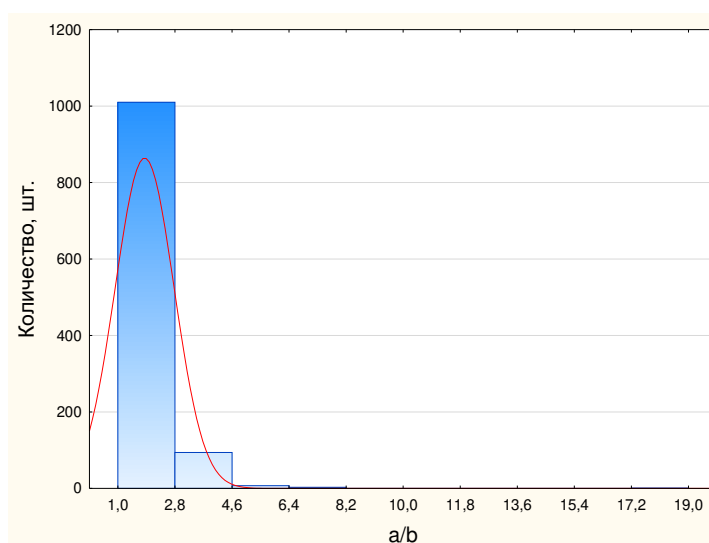
б

Рисунок 55 – Микроструктура образца стали 32Г2С: а – изображение с микроскопа, X200; б – бинаризованное и инвертированное изображение структуры [147]

Результат обработки бинаризованного изображения в программе MATLAB – это массив данных по замерам параметров белых объектов (структурных составляющих): площадь, длина, ширина, плотность, периметр (в пикселях) и угол наклона. Далее задача оператора - обработать данные, перевести массив из пиксельного эквивалента в данные в микронах и определить, графически изобразить выявленные расчетным путем (с применением математических формул) количественные параметры структуры: объемную долю структурной составляющей, среднюю площадь зерен (перлита), анизотропию, средний периметр, плотность и преимущественную ориентировку объектов (зерен перлита) (Таблица 21). Графически параметры площадей зерен перлита представлены на гистограммах (рисунки 54, а; 56, а; 58, а); показатель анизотропии (степени вытянутости) зерен перлита на рисунках 54, б; 56, б; 58, б [109, с. 374].



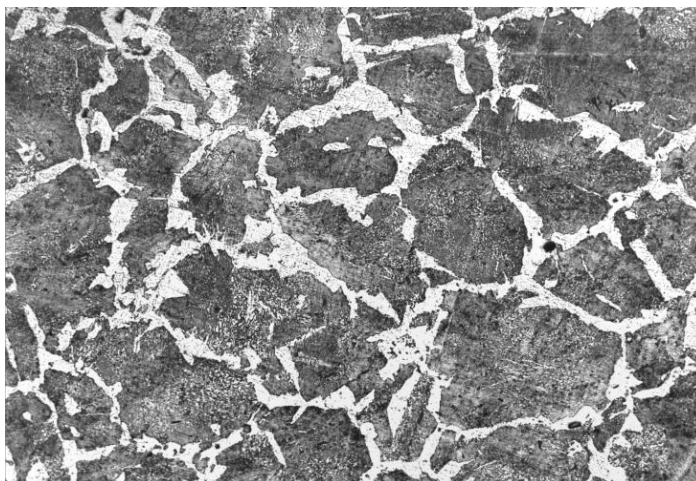
а



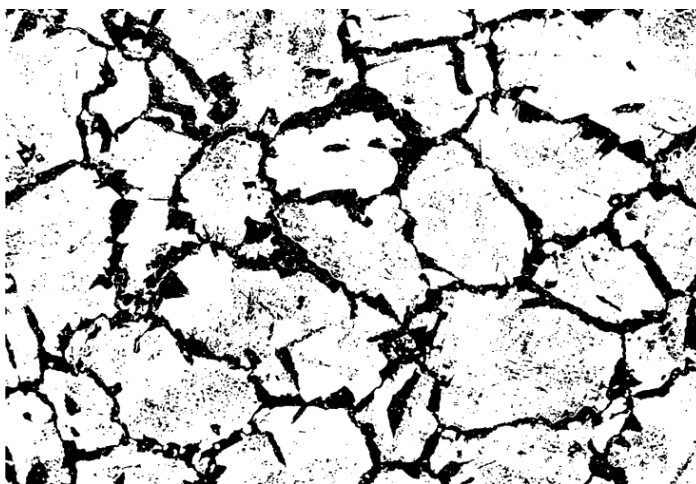
б

Рисунок 56 – Гистограммы распределения значений (структуры стали 32Г2С):
а – площадей перлитных зерен; б – степени вытянутости перлитных зерен

Накопление подобных статистических данных предприятиями, выпускающими трубную продукцию, в тесной связи и соотношении с показателями механических свойств, соответствующих той или иной структуре с определенными количественными характерными показателями структуры могло бы дать четкое представление об оптимальных количественных и качественных показателях структуры, отвечающих определенным требованиям производителя и/или заказчика [109, с.374].

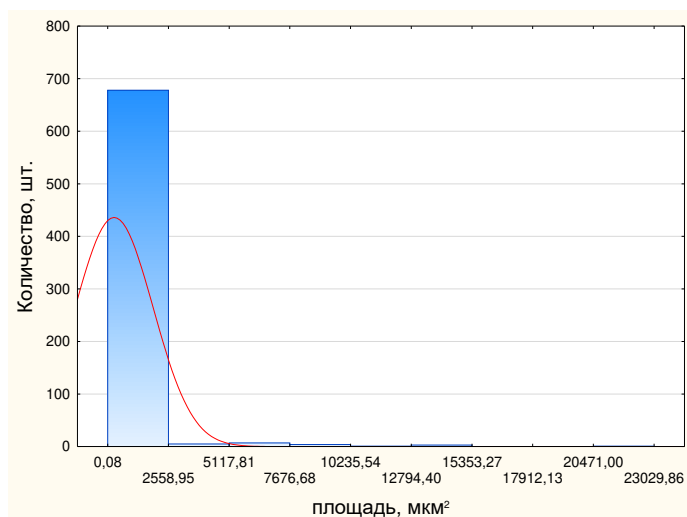


а

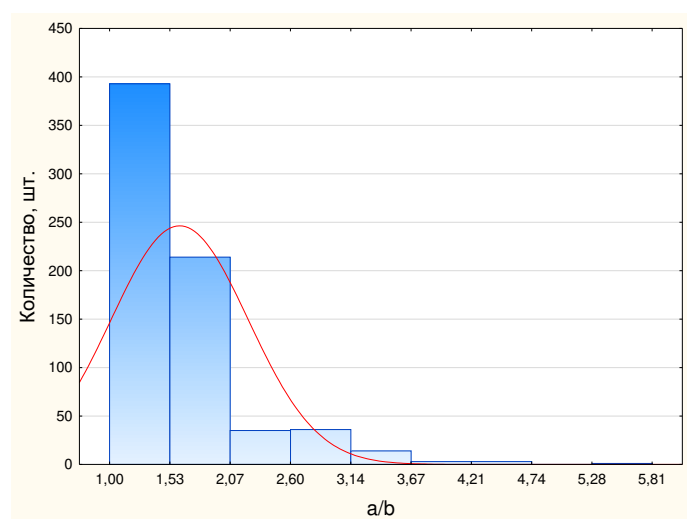


б

Рисунок 57 – Микроструктура образца стали 38ХНМ: а – изображение с микроскопа, X200; б – бинаризованное и инвертированное изображение структуры



а



б

Рисунок 58 – Гистограммы распределения значений (структуры стали 38ХНМ):
а – площадей перлитных зерен; б – степени вытянутости перлитных зерен

Таблица 21 – Геометрические параметры структурной составляющей (перлита) трубных марок стали

№	Геометрические характеристики (изображений) перлита	Бинаризованное изображение		
		стали 30	стали 32Г2С	стали 38ХНМ
1	Объемная доля, %	19,65	45,08	76,28
2	Средняя площадь, мкм ²	24,58±1,97	70,67±5,05	261,63±61,92
3	Степень вытянутости (a/b)	1,73	1,83±0,001	1,62±0,001
4	Средний периметр, мкм	14,88±0,84	34,64±3,78	27,8±27,52
5	Плотность, шт./мкм ²	0,01	0,01	0,003
6	Преимущественная ориентировка, град.	45-90	45-90	45-90

Таким образом, использование компьютеризированных средств получения и обработки изображений структур трубных сталей с последующей оценкой достоверности результатов позволяет получить количественные характеристики структур, которые можно сравнивать между собой, объективно ранжировать структуры сталей по геометрии их строения и связывать ее с качественными показателями – механическими свойствами [120, с. 80]. Отсюда вытекает возможность нового подхода к разработке трубных сталей – переход от традиционного эмпирического подбора составов стали и технологий к конструированию оптимальной геометрии структур трубных сталей, обеспечивающих заданные механические свойства [109, с. 375, 120].

Выводы по 4 разделу

Несомненно, что структура трубных сталей определяет уровень механических свойств труб нефтегазового сортамента. Ввод количественных мер в описание структур трубных сталей в тесной связи со статистикой показателей механических свойств, соответствующих измеренным параметрам структуры позволяет выявить определенную закономерность. Это может оказаться эффективным для более глубокого понимания природы разрушения тех или иных структур, определения критических параметров структур, определяющих уровень свойств нефтегазопроводных труб и выработки объективных рекомендаций, направленных на оптимизацию структуры стали или технологию ее получения.

В результате обработки изображений структур трубных сталей с помощью компьютеризированных процедур получаем количественные параметры структур, такие как размер (площадь и периметр) структурных составляющих, объемная доля, анизотропия, плотность объектов и преимущественная ориентировка.

Регулируя дисперсность упрочняющих частиц структурных составляющих в структуре трубных сталей и их долю, можно снизить риск преждевременного разрушения труб при их эксплуатации [148].

В целях улучшения качества бесшовных насосно-компрессорных и обсадных труб и их соединений, устранения склонности к хрупкому разрушению рекомендуется обеспечение заданного структурного состояния. Как показали результаты испытаний, для производства нормализованных труб, рекомендуемое содержание углерода не менее 0,4 %, объемная доля перлита не менее 0,75, анизотропия не более 1,5 и средняя площадь зерен порядка 10 мкм^2 .

Для производства труб повышенного класса прочности, рекомендуемое содержание марганца порядка 1%, структура после термической обработки высоко дисперсионная феррито-бейнитная структура, причем категория бейнита – нижний. Необходимо обеспечить плотность распределение бейнитной составляющей порядка 1шт/мкм², с размером 0,2 мкм².

5 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТРУБНОЙ СТАЛИ 40Г

5.1 Разработка режима электролитно-плазменной обработки образца из трубной марки стали 40Г

Как отмечают специалисты, и подтверждает многолетний практический опыт, в большинстве случаев доминирующими (порядка 50%) являются отказы насосно-компрессорных труб (НКТ), связанные с резьбовым соединением (коррозионные разрушения, потеря герметичности, хрупкое или пластичное разрушение резьбы и др.) [40]. В предельных случаях происходит обрыв (так называемый «полет») трубных колонн, что приводит к необходимости ремонтных работ и связанных с ними материальными и финансовыми затратами. Срок службы соединений НКТ нередко составляет от нескольких месяцев до трех лет, что свидетельствует об актуальности проблемы повышения прочности резьбы и долговечности соединений труб нефтяного сортамента [39].

Передовые предприятия, производящие трубы нефтегазового сортамента, решают проблему недолговечности резьбовых соединений посредством разработки новых марок стали, специальных соединений «Премиум» класса, воздействия ультразвуком, нанесения различного рода покрытий (диффузионных цинковых, гальванических, фосфатных и др.) [4, 6, 94]. Покрытия, полученные химико-термической и поверхностной обработкой, характеризуются твердостью и стойкостью. В целом, прочность резьбы и тела трубы обеспечивается заданной структурой стали. Структура определяет комплекс механических свойств и соответственно эксплуатационную надежность и долговечность трубной колонны. Необходимую структуру стали обеспечивают выбором определенной марки стали и ее термической обработкой, химико-термической обработкой и т.п.

Альтернативным способом поверхностного упрочнения тела трубы за счет изменения структуры стали, на наш взгляд, является поверхностная обработка с использованием нагрева концентрированными потоками энергии, а именно электролитно-плазменная обработка (ЭПО). Как отметил академик Б.Е. Патон: «По плотности энергии плазменный источник находится в промежуточном, но наиболее выгодном положении между электродуговым и лучевыми (электронно-лучевыми и лазерными) источниками теплоты. Он позволяет получить более высокую температуру и плотность теплового потока на обрабатываемом изделии в сравнении с дуговыми источниками, хотя и уступает лучевым по концентрации энергии, но значительно дешевле и доступнее их по техническому воплощению» [149].

Путем регулирования температурно-скоростных режимов и изменения электролита электролитно-плазменного нагрева и охлаждения можно изменять структурно-фазовое состояние поверхности стали, создавая оптимальную структуру и механические свойства [150].

В настоящей работе для оптимизации структуры и достижения необходимого уровня упрочнения поверхности трубной стали была опробована

методика электролитно-плазменной обработки (ЭПО) поверхностного слоя образцов трубной стали 40Г [146].

Электролитно-плазменная обработка образцов стали проводилась на лабораторной установке ЭПО КазНИТУ имени К.И. Сатпаева, которая позволяет провести циклическую кратковременную (в течение 4 мсек) закалку в процессе ЭПО [103, с. 220].

Упрочнение поверхностного слоя детали достигается в результате циклического, очень быстрого нагрева и охлаждения поверхности упрочняемого образца в слое плазмы, создаваемого между жидким электродом (электролитом) и поверхностью катода (образца). Быстрое охлаждение (закалка) поверхностного слоя образца происходит в потоке электролита термоциклически [151].

При включении постоянного напряжения между двумя электродами – катодом (упрочняемый образец) и анодом (электролит) возникает слой плазмы, генерируемой электрическими разрядами. В результате происходит интенсивный разогрев поверхностного слоя образца. Протекающий через плазменную оболочку электрический ток может обеспечить нагрев активного электрода от 100°С вплоть до температуры плавления его материала. После отключения источника питания плазма гаснет, что обеспечивает доступ электролита к разогретому изделию и его быстрое охлаждение (закалка). Для устранения оплавления поверхности разработан импульсный режим нагрева, Поскольку продолжительность импульса с напряжением ограничено временем, перегрева поверхности при ЭПО не происходит [103, с. 221].

Были проведены лабораторные испытания по электролитно-плазменной обработке образцов трубной марки стали 40Г с характерной начальной феррито-перлитной структурой (рисунок 59).

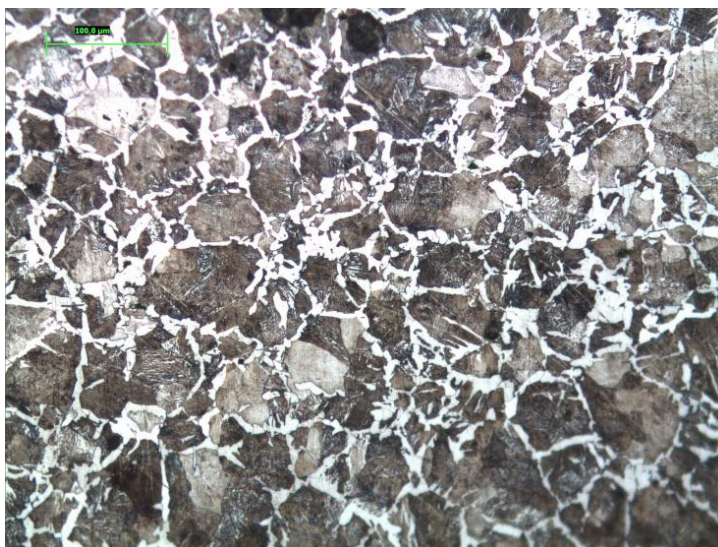


Рисунок 59 – Исходная феррито-перлитная структура стали 40Г, X200

В результате ЭПО феррито-перлитная структура поверхностного слоя стали 40Г превращается в структуру верхнего высоко дисперсионного бейнита (рисунок 60).

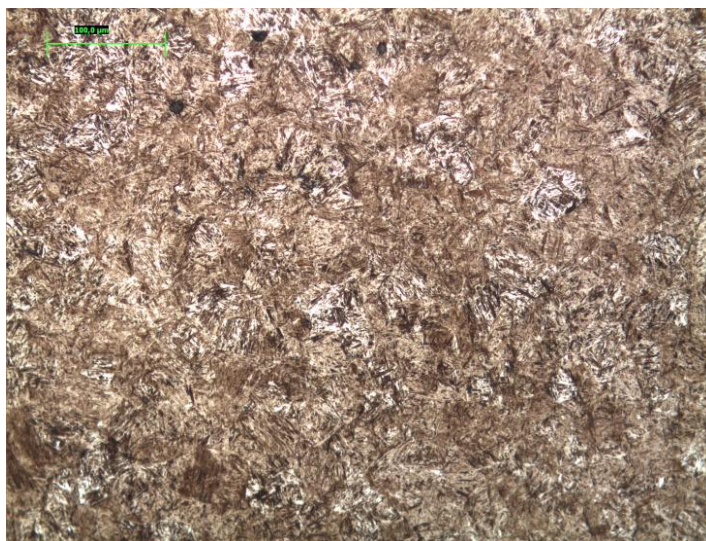


Рисунок 60 – Микроструктура поверхностного слоя стали 40Г после электролитно-плазменной обработки, X200

Микротвердость образца стали 40Г, обработанного ЭПО, на поверхности имеет максимальное значение (620 HV) и с удалением от поверхности вглубь образца твердость постепенно уменьшается до характерной начальной твердости образца с феррито-перлитной структурой (рисунок 61) [146, с. 196].

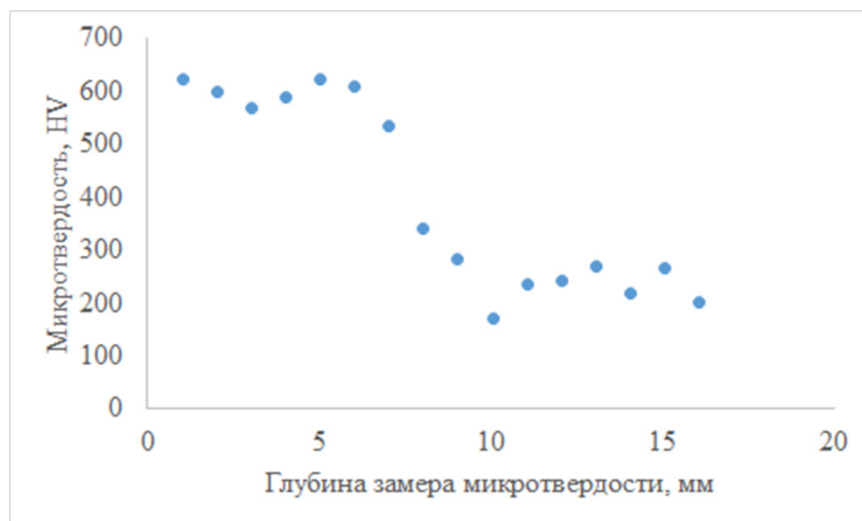


Рисунок 61 – Изменение микротвердости поверхностного слоя образца стали 40Г после ЭПО.

Полученная в результате ЭПО структура гарантирует более лучший комплекс механических свойств.

5.2 Оценка структуры стали 40Г, обработанной электролитно-плазменным способом методом компьютеризированных процедур

Для анализа структуры образца стали, обработанного ЭПО, были использованы компьютерные технологии анализа данных. В последние годы все более актуальным становится анализ структур с использованием возможностей компьютерных измерительных программ и систем. Перспективность компьютеризированных процедур связана с автоматизацией и возможностью исключения визуального сравнения с некоторыми стандартными шкалами, не исключающими возможности промаха и ошибки экспериментатора. В отличие же от классических металлографических методов, возможности современных компьютерных программ максимально исключают субъективное вмешательство в (количественную) измерительную работу программного обеспечения. Современные программные разработки позволяют более быстро решить целый ряд задач количественной металлографии [152]. В данной работе оценка структуры трубной стали до и после обработки проводилась посредством компьютерных технологий анализа структуры.

Для выявления факторов, характеризующих изменение структуры образца трубной стали в результате ЭПО, использован метод контроля качества, основанный на результатах исследований морфологии и геометрии структур, их качественного и количественного соотношения [153].

В бинаризованном изображении особый интерес вызывают белые объекты - перлит (до ЭПО) и бейнит (после ЭПО). Так как работа программы основана на обработке белых объектов, для расчета структуры перлита и бейнита, изображенных на фотографиях микроструктур в виде темных вкраплений, изображение инвертировали в специальной программе («Digimizer») (изображение было инвертировано в обратный порядок темные вкрапления перлита (рисунок 62) и бейнита (рисунок 63) окрасились в белый цвет, а светлая ферритная/аустенитная в том числе основа окрасилась в черный цвет.

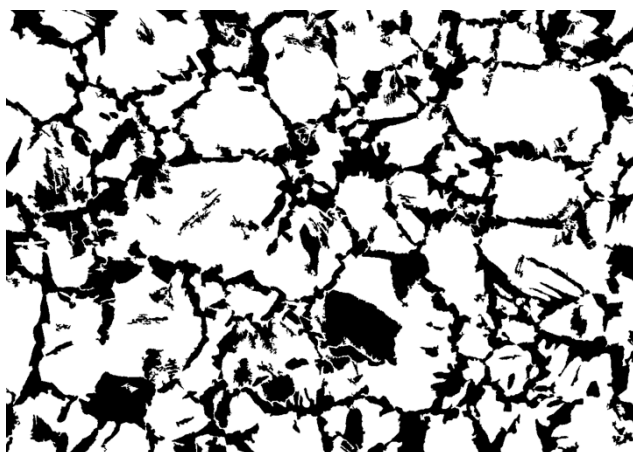


Рисунок 62 – Бинаризованное и инвертированное изображение исходной феррито-перлитной структуры стали 40Г

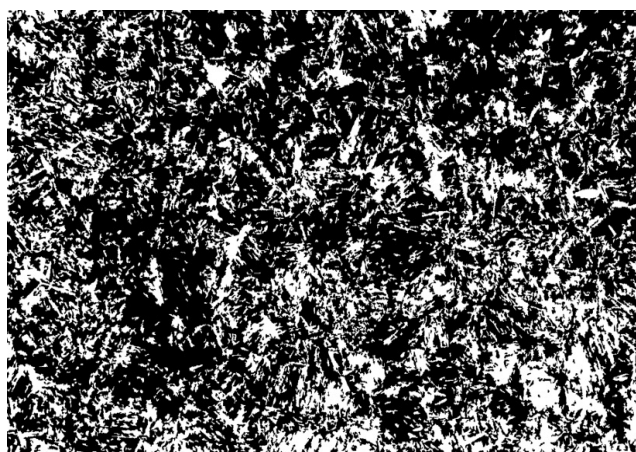


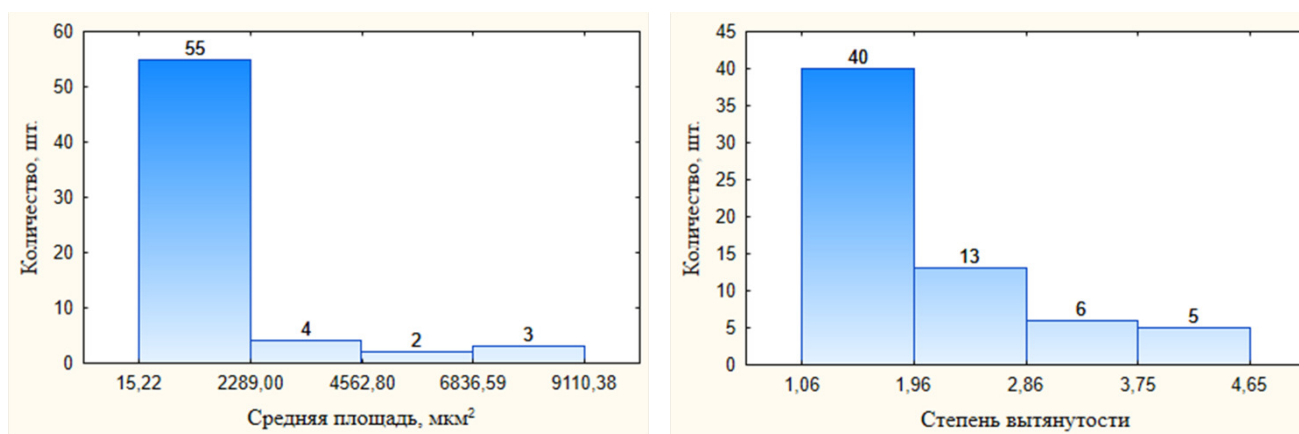
Рисунок 63– Бинаризованное и инвертированное изображение микроструктуры поверхностного слоя стали 40Г, после электролитно-плазменной обработки

Результаты измерения геометрических характеристик структур представлены в таблице 22.

Таблица 22 – Геометрические параметры структуры стали 40Г до и после ЭПО

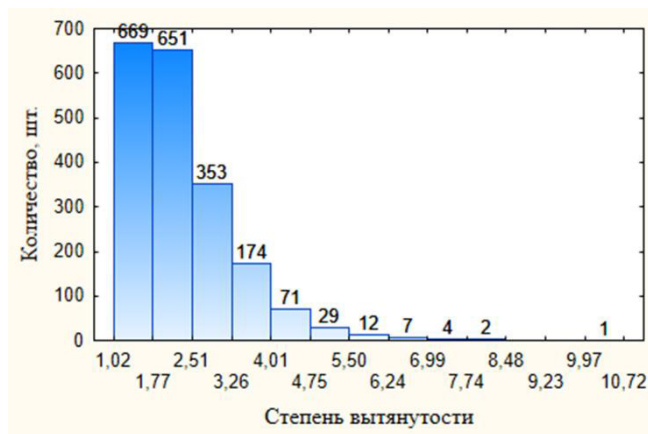
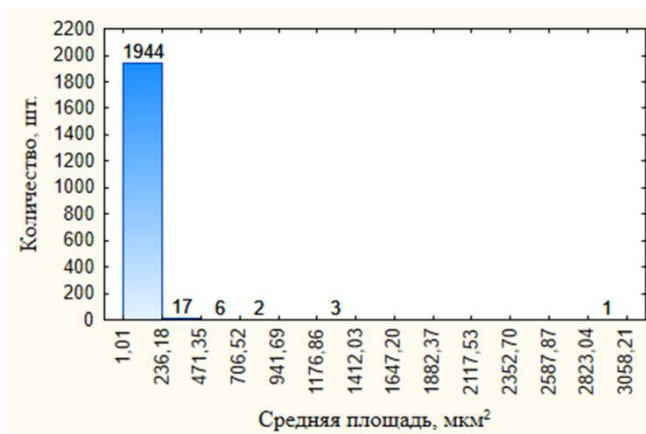
Геометрические характеристики изображений	Бинаризованное изображение	
	До ЭПО	После ЭПО
Средняя площадь белых объектов, мкм ²	1223,32 ± 243,68	18,89 ± 2,24
Плотность белых объектов, шт./мм ²	549,04	5,91E+07
Степень вытянутости белых объектов	2,04 ± 0,12	2,33 ± 0,02
Средний периметр белых объектов, мкм	257,45 ± 40,48	25,03 ± 1,83
Преимущественная ориентировка, град	-45-0 и 0-45	0-45

Результаты измерения и анализа структур выявили, что в результате ЭПО характерные зерна феррита и перлита переходят в структуру бейнита и балл зерна меняется кардинально, происходит измельчение зерна в почти в 65 раз. Область перехода от феррито-перлитной структуре к структуре бейнита характеризуется соответствующим линейным уменьшением зерна. Соответственно, увеличивается и дисперсность объектов (зерен), что обосновывает увеличение твердости. Гистограммы количественно описывают как меняется размер и геометрия зерен (рисунок 64). Полученные данные выявляют и взаимное соотношение феррита к перлиту и бейнита к феррито-аустенитной матрице [146, с. 196].



а

Рисунок 64 – Гистограммы распределения параметров геометрии структур
а – без упрочнения; б – в упрочняющем слое, лист 1



б

Рисунок 64, лист 2

С помощью компьютерных технологий обработки изображений структур определены такие параметры структуры как средняя площадь и периметр зерен перлита/бейнита, их объемная доля, степень вытянутости зерен, направление их ориентировки.

Исследовано влияние ЭПО на структуру и свойства трубной стали, показана возможность использования компьютерных технологий количественной и качественной обработки изображений структур трубных сталей в целях оптимизации структуры и улучшения качества трубных сталей.

Выводы по 5 разделу

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о достаточно высокой эффективности применения установки и метода ЭПО для повышения поверхностной твердости образца из стали марки 40Г, используемой для изготовления труб нефтегазового сортамента.

Используя этот метод можно заменить применяемые в настоящее время диффузионные процессы насыщения поверхности деталей, многоступенчатые стадии термической обработки и др., которые относятся к энерго- и трудозатратным процессам.

Способ ЭПО является эффективным методом химико-термической обработки и позволяет упрочнять поверхностный слой стали. При этом сокращаются затраты на электроэнергию и длительность технологического процесса обработки, что позволяет сокращать общие затраты на производство готовой продукции [146].

Компьютерные технологии обработки изображений структур обеспечили более полную информацию о морфологии структуры, в частности, о характеристиках дисперсности упрочняющей составляющей структуры после ЭПО. Дисперсность упрочняющей составляющей структуры после ЭПО обеспечивает требуемый уровень твердости в поверхностном слое.

ЭПО в комплексе с возможностями современных компьютерных измерительных систем и анализа изображений структур сталей позволили сделать выводы о положительном эффекте воздействия ЭПО на структуру трубной стали и твердость образца на примере стали 40Г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Краткие выводы по результатам диссертационных исследований

В настоящее время в сфере материаловедения острой проблемой является нехватка современных универсальных методик или программ, позволяющих автоматизировано проводить комплекс металлографических задач. Существуют только разрозненные и трудоемкие стандарты, описывающие единичные замеры определенных параметров структур трубных и других сталей. Для большинства стандартов характерно наличие субъективной составляющей, не гарантирующей объективный результат. Однако, наличие огромного множества современных компьютерных программ открывает большие возможности и для решения прикладных задач материаловедения. Использование компьютерных технологий может быть весьма продуктивно при производстве труб нефтегазового сортамента в условиях директивной технологии в целях контроля и регулирования качества.

Для объективного определения критических параметров технологии, ответственных за колебания качества труб, контроля качества трубной стали необходим инструмент оценки достоверности анализа данных и определения оптимальности структур труб, учитывающий возможности классических металлографических процедур.

Несомненно, что структура трубных сталей определяет уровень механических свойств труб нефтегазового сортамента. Ввод количественных мер в описание структур трубных сталей в тесной связи со статистикой показателей механических свойств, соответствующих измеренным параметрам структуры позволит выявить определенную закономерность. Это может оказаться эффективным для более глубокого понимания природы разрушения тех или иных структур, выявления критических параметров структур, определяющих уровень свойств нефтегазопроводных труб и выработки объективных рекомендаций, направленных на оптимизацию структуры стали или технологию ее получения, обеспечит переход от традиционного эмпирического подбора химического состава и технологий производства к конструированию оптимальной геометрии структуры стали, определяющей заданные механические свойства.

По результатам диссертационного исследования:

- выдвинута гипотеза прямой взаимосвязи количественных параметров структуры стали (геометрии, количества, размеров и объемной доли структурных составляющих) с ее механическими свойствами;
- не только химический состав и обработка стали определяют и инициируют конечный комплекс свойств и эксплуатационную надежность труб нефтегазового сортамента, но и количественные показатели структуры;
- управление структурообразованием (методом оптимизации фазового состава и структуры стали) является инструментом регулирования и контроля качества металла нефтегазопроводных труб, исключая промахи и выпадки по качеству готовой продукции;

- произведен выбор необходимого для исследований оборудования и материалов;
- разработаны алгоритм количественного анализа структур, а также методика подготовки и обработки (бинаризации и фильтрации) изображений структур трубных сталей для получения объективных расчетных данных;
- разработаны новые сведения о возможностях компьютерного определения количественных параметров структуры стали для производства качественных нефтегазопроводных труб;
- представлены методические разработки (компьютеризированные процедуры) по принципам количественного и качественного анализа изображений структур трубных сталей, на примере анализа изображений структур трубных марок сталей 35Г2, 40Г, стали 30, 32Г2С, 38ХНМ;
- новое техническое решение по способу электролитно-плазменного упрочнения образцов трубных марок стали на примере стали 40Г.

В целом, компьютеризированные процедуры обработки изображений структур являются современным инструментом качественного и количественного металлографического анализа структур и не менее объективным современным аналогом-заменителем классических металлографических методов.

С помощью современного программного обеспечения решается проблема нехватки эффективного инструмента для количественного описания структур материалов. Используются возможности программного обеспечения в выполнении операций обработки числовых и графических данных применительно к анализу структур трубных сталей.

Впервые разработана и внедрена эффективная методика количественной оценки структур сталей (и не только трубных) с помощью компьютерных технологий для определения оптимального фазового состава и структуры, соответствующих требуемому качеству и уровню механических свойств стали для производства нефтегазопроводных труб.

Показана универсальность методики количественной оценки структур сталей в решении таких материаловедческих задач, как: контроль качества по основным структурным составляющим трубной стали (феррита, перлита, бейнита, сорбита и т.п.); твердых фаз (карбидов на основе железа и других элементов); оценка серного отпечатка и неметаллических включений; определение показателя анизотропии и строчечности структуры труб.

В результате обработки изображений структур трубных сталей с помощью компьютеризированных процедур получаем количественные параметры структур, такие как размер (площадь и периметр) структурных составляющих, объемная доля, анизотропия, плотность объектов и преимущественная ориентировка.

В целях улучшения качества бесшовных насосно-компрессорных и обсадных труб и их соединений, устранения склонности к хрупкому разрушению рекомендуется обеспечение заданного структурного состояния. Как показали результаты испытаний, для производства нормализованных труб,

рекомендуемое содержание углерода не менее 0,4 %, объемная доля перлита не менее 0,75, анизотропия не более 1,5 и средняя площадь зерен порядка 10 мкм².

Для производства труб повышенного класса прочности, рекомендуемое содержание марганца порядка 1%, структура после термической обработки высоко дисперсионная феррито-бейнитная структура, причем категория бейнита – нижний. Необходимо обеспечить плотность распределение бейнитной составляющей порядка 1шт/мкм², с размером 0,2 мкм².

Компьютерные технологии обработки изображений структур обеспечили более полную информацию и о морфологии структуры трубной стали 40Г, обработанной ЭПО, в частности, о характеристиках дисперсности упрочняющей составляющей структуры после обработки. Дисперсность упрочняющей составляющей структуры после ЭПО увеличивается в десятки раз, обеспечивая тем самым требуемый уровень твердости в поверхностном слое.

Используя этот метод можно заменить применяемые в настоящее время диффузионные процессы насыщения поверхности деталей, многоступенчатые стадии термической обработки и др., которые относятся к энерго- и трудозатратным процессам.

Оценка полноты решений поставленных задач

В результате диссертационной работы выполнены все поставленные задачи:

- определены эффективные методы исследования и анализа образцов трубных марок сталей;
- разработана методика оптимизации фазового состава и структуры стали как инструмента регулирования контроля качества металла труб нефтегазового сортамента;
- предложен алгоритм цифровой обработки изображений применительно к структурам трубных сталей (и других материалов);
- разработаны программный продукт и методика количественной оценки структур сталей с помощью компьютеризированных процедур;
- разработанные в диссертации автоматизированные методы количественной обработки изображений структур трубных сталей универсальны и позволяют заменить классические стандартные металлографические методы, отличающиеся трудоемкостью.
- исследовано влияние электролитно-плазменной обработки на структуру и свойства трубной стали.

Рекомендации и исходные данные по конкретному использованию результатов

Для объективного выделения структурных и металлургических факторов, оказывающих непосредственное воздействие на неоднородность и качество нефтегазопроводных труб, целесообразно внедрение контроля качества по структуре в трубное производство, а именно количественного описания структур с помощью компьютерных технологий. Применение подобных процедур непараметрической статистики для анализа современных статистических данных или заводских архивов позволит выявить связь между

вариациями технологии и изменениями свойств, определить некую закономерность между геометрией, количественными параметрами структуры и комплексом механических свойств. Для уточнения аспектов управления технологическим процессом, повышения точности прогноза качества продукции требуется более глубокое понимание природы поведения различных структур в целях оптимизации фазового состава и структуры стали для производства нефтегазопроводных труб. В этой связи необходимо развитие и внедрение в практику производства методов оптимизации структур и контроля качества труб, основанных на измерении количественных параметров структур для выявления критических параметров структур.

Оценка технико-экономической эффективности внедрения

Предлагаемая в диссертационной работе методика оптимизации фазового состава и структуры стали с помощью компьютерных технологий является максимально дешевым мероприятием, направленным на улучшение качества нефтегазопроводных труб, так как практически не требует материальных затрат. Любое предприятие, производящее трубы нефтегазового сортамента, располагает компьютерным обеспечением и оборудованием для проведения механических испытаний и металлографических исследований. Требуется лишь закуп и установка лицензионного пакета стандартного программного обеспечения и комплекса MATLAB, освоение методики и алгоритма количественного анализа структур оператором.

Технико-экономический эффект от внедрения – экономия материальных ресурсов, уменьшение отсортировки труб и возможное исключение брака по структуре и механическим свойствам труб, возможность регулирования и управления качеством за счет обеспечения оптимальной геометрии структур. Компьютеризированные средства и методы контроля качества продукции по структуре позволяют ранжировать показатели неоднородности структур трубных сталей, выявлять допустимые критические параметры и соответствующие закономерности и взаимосвязь «параметры структуры – свойства» для регулирования технологии производства, без кардинальных изменений.

Оценка научного уровня выполненной работы в сравнении с лучшими достижениями в данной области

Выполненный в диссертационной работе анализ научных и патентных источников, теоретические и практические разработки, а также исследования позволяют сделать вывод о соответствии работы современному научно-техническому уровню. Полученные результаты, выдвигаемые в работе гипотезы и положения дополняют известные фундаментальные данные и нашли свое прикладное применение в решении материаловедческих задач.

Разработки ученых программистов по обработке изображений получили широкое применение в гуманитарных областях науки, тогда как на стыке с точными техническими науками подобных изысканий практически выявлено не было. Описанные в работе определенные алгоритмы обработки изображений – дилатации, эрозии и бинаризации по отдельности находят отражение в работах Журавель И.М., Гонсалес Р., Вудс Р., Никитина А.В., Ханжина В.Г., но

применительно к сфере программирования и цифровой обработки изображений, математики и физики. Впервые возможности программного обеспечения применительно к материаловедению, а именно структурам сталей, стал применять и использовать проф. Кудря А.В. и команда молодых ученых под его руководством.

Приведенные результаты диссертационных исследований обоснованы и объективны, имеют научный интерес, практическую значимость и ценность, перспективность ввиду современности применяемых методик.

Результаты диссертационной работы нашли свое применение в научно-методических разработках учебного процесса КазНИТУ им. К.А. Сатпаева и Карагандинского государственного индустриального университета, что подтверждается соответствующими Актами внедрения в учебный процесс, а также рекомендуются к внедрению в трубное производство.

Научная новизна и оригинальность работы определяется уникальностью и универсальностью предлагаемой в работе количественной оценки структур с помощью компьютеризированных процедур в целях оптимизации фазового состава и структуры, а также управления качеством в целом.

Научная новизна диссертационной работы:

- предложен алгоритм цифровой обработки изображений применительно к структурам трубных сталей (и других материалов);
- разработаны программный продукт и методика количественной оценки структур сталей с помощью компьютеризированных процедур;
- предложена методика определения оптимального фазового состава и структуры стали для производства бесшовных НКТ и обсадных труб, удовлетворяющих современным требованиям;
- разработанные в диссертации автоматизированные методы количественной обработки изображений структур трубных сталей универсальны и позволяют заменить классические стандартные металлографические методы, отличающиеся трудоемкостью;
- впервые опробована методика электролитно-плазменной обработки для упрочнения трубной марки стали, исследовано влияние ЭПО на структуру и твердость.

Разработанная методика применима для:

- контроля качества по основным структурным составляющим трубной стали (феррита, перлита, бейнита, сорбита и т.п.) и твердых фаз (карбидов на основе железа и других элементов);
- для оценки серного отпечатка и анализа количества и характера распределения неметаллических включений;
- определения показателя строчечности структуры труб.

Ввод в анализ разнообразных структур количественной оценки позволит объективно установить допустимый уровень неоднородности структур, гарантирующий заданный уровень механических свойств, что является определяющим фактором при выработке оптимальных технологических решений при управлении качеством труб.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 Проскуркин Е. В., Большаков В. И., Дергач Т. А., Петров И. В., Дмитриев В. Б. Эффективное покрытие для повышения эксплуатационной надежности труб в осложненных условиях нефтегазодобычи // Сталь. – 2013. - №9. С. 60-64.
- 2 Ушаков А.С., Кондратов Л.А. О производстве стальных труб // Сталь. - 2017. - №7. – С. 37-40.
- 3 Послание Президента Республики Казахстан Н.А. Назарбаева народу Казахстана «Стратегия «Казахстан-2050». – 61 с.
- 4 Щербаков Б.Ю., Зырянов Е.С., Степанов А.И. Перспективные резьбовые соединения обсадных труб класса «Премиум» для оффшорных месторождений России // Metallurg. - 2014. - №7. – С. 12-14.
- 5 Гурова С.А., Кондратов Л.А. О развитии производства и потребления труб // Сталь. – 2014. - № 7. – С. 60-69.
- 6 Чижов И.А., Пачколина П.А. Комплексный подход к оценке качества цинковых покрытий на муфтах насосно-компрессорных труб на основе исследования их структуры и свойств // Metallurg. - 2013. - №11. – С. 94-98.
- 7 Трубная промышленность России. Вектор инноваций (к итогам XXI научно-практической конференции «ТРУБЫ-2014») // Metallurg. – 2014. - № 10. – С. 101-104.
- 8 Денисюк Н.Г. Трубы обсадные. Руководство по эксплуатации. – Самара, 2014. – 36 с.
- 9 Лехин П.Г. Трубы насосно-компрессорные. Руководство по эксплуатации. – Самара, 2010. – 29 с.
- 10 Башнин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г. Технология термической обработки. Учебник для ВУЗов. - М.: Металлургия, 1986. 424 с.
- 11 Поярков В.Г., Гончарук А.В., Романцев Б.А., Фартушный Р.Н., Поливец А.В. Совершенствование сортамента и качества труб для нефтяной промышленности // Сталь. – 2008. - №1. – С. 47-50.
- 12 Клачков А.А. Комплексное развитие мощностей для производства труб нефтяного сортамента // Сталь. – 2009. - №11. – С. 59-62.
- 13 Презентация ТОО «KSP Steel» первого производителя стальных бесшовных труб в Казахстане. – <http://www.kspsteel.kz/ru>.
- 14 Чистопольцева Е.А., Тетюева Т.В. Перспективы применения стали 08ХМФЧА для изготовления нефтегазопроводных и нарезных труб повышенной прочности и коррозионной стойкости // Материалы международной научно-технической конференции «Коррозия в нефтяной и газовой промышленности» Секция 1. – Осложнения, возникающие у нефтяных компаний при эксплуатации труб и другого оборудования в различном материальном исполнении, Самара, 2016. – Сл. 91-118.
- 15 Сафронов А.А., Иоффе А.В., Мочван М.А, Медведев А.П., Матус В.М. Основные металлургические причины нестабильности характеристик качества металла труб повышенной коррозионной стойкости и направления работ по их стабилизации // Материалы международной научно-технической конференции «Коррозия в нефтяной и газовой промышленности» Секция 2. - Исследование

механизмов разрушения труб и разработка новых материалов, Самара, 2016. – Сл. 4-57.

16 Зырянов А.О. Освоение технологии изготовления НКТ из стали с 5% хрома, обладающих повышенной стойкостью к растрескиванию в H_2O -содержащих средах // Материалы международной научно-технической конференции «Коррозия в нефтяной и газовой промышленности» Секция 2. - Исследование механизмов разрушения труб и разработка новых материалов, Самара, 2016. – Сл. 58-93.

17 Гольдштейн М.И. Карбонитридное упрочнение низколегированных сталей // Сталь. – 1977. - №9. – С. 833-837.

18 Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Metallurgy, 1986. 544 с.

19 Одесский П.Д., Смирнов Л.А. О применении ванадия и ниобия в микролегированных сталях для металлических конструкций // Сталь. – 2005. - №6. – С. 116-122.

20 Хулка К., Клинкаберг Х. Легированные ниобием стали: состояние и тенденции развития // Черные металлы. – 2005. - №12

21 Матросов М.Ю., Таланов О.П., Лясоцкий И.В., Дьяконов Д.Л. Влияние термической обработки на механические свойства и структуру высокопрочных трубных сталей с феррито-бейнитной структурой // Metallurg. – 2011. - №7. – С. 54-58.

22 Кириленко О.М., Никулин А.Н., Семериков К.А., Шабалов И.П., Филиппов Г.А. Совершенствование сквозной технологии производства бесшовных труб из углеродистых и низколегированных сталей // Metallurg. – 2014. - №3. – С. 78-87.

23 Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М.: Metallurgizdat, 2012. 694 с.

24 Голиков И.Н., Гольдштейн М.И., Мурзин И.И. Ванадий в стали. М.: Metallurgy, 1968. 291 с.

25 Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И. Ниобийсодержащие низколегированные стали. М.: Интермет Инжиниринг, 1999. 94 с.

26 Ахметов А.Б., Кусаинова Г.Д., Омаров М.Х., Добромилов А.А., Вертунцов К.В., Саврасов А.И. Опыт получения мелкозернистой структуры двухфазной стали при легировании ванадием и ниобием // Сталь. – 2016. - №1. – С. 22-24.

27 Ахметов А.Б., Швецов А.Н., Кусаинова Г.Д. Совершенствование технологии микролегирования высокопрочной стали с карбонитридным упрочнением. Материалы межд. науч.-практ. конф., посвященной 90-летию Е.А. Букетова. - Караганда, 2015. – Т.1. – С. 106-114.

28 Ахметов А.Б., Швецов А.Н., Кусаинова Г.Д. Производство высокопрочной трубной стали с карбонитридным упрочнением в большегрузных конвертерах АО «АрселорМиттал Темиртау» // Промышленность Казахстана. – 2015. - №1 (88). – С. 42-45.

29 Эллиот Д.Ф., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов / пер. с англ. – М.: Metallurgy, 1969. – 252 с.

- 30 Туркдоган Е.Т. Физическая химия высокотемпературных процессов. – М.: Металлургия, 1985.
- 31 Пат. 28458 РК. Способ выплавки и легирования низколегированной трубной стали Х80 / А.Б. Ахметов, А.Н. Швецов, Е.А. Огурцов и др.; опубл. 15.05.14, Бюл. №5.
- 32 Столхейм Дуглас Дж. Современные схемы легирования и практика производства высокопрочных сталей для магистральных нефтегазопроводов. Часть I // Металлург. – 2013. - №11. – С. 53-66.
- 33 ТУ 1308-206-0147016-2002. Трубы бесшовные насосно-компрессорные с высаженными наружу концами и муфты к ним сероводородо- и хладостойкие. – Самара, 2002.
- 34 Tuttle R.N., Kane R.D. H₂S Corrosion in Oil and Gas Production – A Compilation of Classic Papers . NACE International, 1994.
- 35 Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Выбойщик М.А., Трифонова Е.А., Луценко Е.С. Насосно-компрессорные трубы высокой коррозионной стойкости // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. - №1 (655). – С. 24-31.
- 36 Specification for Casing and Tubing. API Specification 5 CT. Eight Edition, July 1, 2005. ISO 11960:2004, Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing or tubing for wells.
- 37 Kermani M.B., Gonsales J.C., Linne C. et al. Development of low carbon Cr-Mo steel with exceptional corrosion resistance for oilfield applications // Corrosion. - 2001. - P. 65.
- 38 Чижов И.А., Пачколина П.А. Худорожкова Ю.В. Структура и свойства Zn-покрытий разной технологии нанесения на трубные стали 30Г2. – Электронный ресурс. http://elar.urfu.ru/bitstream/10995/22504/1/sch_met_2012_110.pdf.
- 39 Проскуркин Е.В., Большаков В.И., Дергач Т.А., Сухомлин Г.Д., Петров И.В. Комплексные исследования физико-механических и коррозионных свойств диффузионно оцинкованных насосно-компрессорных труб // Сталь. – 2014. - №8. – С.76-79.
- 40 Проскуркин Е.В., Геловани В.А., Сонк А.Н., Сухомлин Д.А. Эффективные защитные покрытия насосно-компрессорных труб в жестких условиях добычи нефти и газа // Сталь. – 2017. - №9. – С. 39-42.
- 41 Марченко Л.Г., Выбойщик М.А. Термомеханическое упрочнение труб. - М.: Интермет Инжиниринг, 2006. — 240 с.
- 42 Пат. 1342426 СССР, С 21 D 9/08. Способ изготовления труб для добычи нефти и газа / Д. Б. Грир. Бюл. 1987. № 36.
- 43 А. с. 1188214 СССР, С 21 D 9/08. Способ термической обработки трубных изделий из конструкционных легированных сталей / С.А. Голованенко, В.Н. Зикеев, Д.А. Корнющенко и др. Бюл. 1985. № 40.
- 44 А. с. 1573037 СССР, С 21 D 9/08. Способ изготовления труб из аустенитных коррозионно-стойких сталей / Т.А. Дергач, Г.Д. Сухомлин, О.С. Сухаревская и др. Бюл. 1990. № 23.

- 45 Пат. 2096495 РФ, С 21 D 9/08. Способ термической обработки труб / Н.Н. Прохоров, Е.Н. Галиченко, А.П. Медведев и др. Бюл. 1997. № 32.
- 46 Пат. 2112049 РФ, С 21 D 9/08. Способ производства бесшовных труб из малоуглеродистой стали / А.Ф. Шулежко, В.А. Шанилов, В.А. Поярков и др. Бюл. 1998. № 15.
- 47 А. с. 648624 СССР, С 21 D 9/08. Способ термической обработки высокопрочных труб из кремнемарганцевых сталей / П.П. Навныко, Л.И. Гузеватая, Б.Л. Кравцов и др. Бюл. 1977. № 7.
- 48 А. с. 286725 СССР, С 21 D 5/52. Способ обработки катанки / В.Я. Савенков, К.Ф. Стародубов, В.Н. Гейченко и др. Бюл. 1983. №11.
- 49 А. с. 378421 СССР, С 21 D 1/02. Способ обработки проката / А.Н. Иванов. Бюл. 1973. № 13.
- 50 Пат. 2047803 РФ, С 16 F 16 K 11/085. Устройство для изменения направления и деления потока охладителя / В.А. Усов, Л.Д. Колмогорцева, Ю.А. Поповцев и др. Бюл. 1995. № 31.
- 51 А. с. 874760 СССР, С 21 D 1/02. Способ охлаждения проката / Ю.И. Блинов, В.А. Усов, А.А. Липкин и др. Бюл. 1981. № 39.
- 52 А. с. 679635 СССР, С 21 D 1/62. Устройство для охлаждения изделий / В. П. Козинец, Ю. В. Голубев, Г. Н. Хейфец и др. Бюл. 1979. № 30.
- 53 А. с. 1691405 СССР, С 21 D 1/62. Устройство для охлаждения цилиндрических изделий / Л. М. Замараев, Б. Е. Локшин, А. И. Липовецкий и др. Бюл. 1991. № 42.
- 54 А. с. 1360835 СССР, С 21 B 45/02. Устройство для охлаждения проката / В.А. Усов, Б.И. Губинский, Л.Г. Марченко и др. Бюл. 1987. № 47.
- 55 А. с. 569607 СССР, С 21 D 1/02. Способ непрерывно-последовательного охлаждения / А.В. Литвин, И.Г. Узлов, Ю.П. Хотиненко. Бюл. 1977. № 31.
- 56 А. с. 1120023 СССР, С 21 D 1/02. Устройство для охлаждения изделий / И. К. Акимов, Н. В. Зимин, Э. Б. Школьник. Бюл. 1984. № 39.
- 57 А. с. 916559 СССР, С 21 D 1/02. Устройство для охлаждения проката / Н. В. Зимин, И. К. Акимов, Е. М. Иевлев. Бюл. 1982. № 12.
- 58 А. с. 360378 СССР, С 21 D 1/62. Струйное охлаждающее устройство / Г.Н. Хейфец, Р.Г. Хейфец, А.С. Кадинова и др. Бюл. 1972. № 36.
- 59 А. с. 1320242 СССР, С 21 D 1/62. Устройство для охлаждения изделий / Г.Н. Хейфец, А.Л. Рыбалов, В.С. Жилкин и др. Бюл. 1987. № 24.
- 60 А. с. 462872 СССР, С 21 D 9/08. Способ охлаждения труб / Г.Н. Хейфец, А.С. Кадинова, А.Э. Чихарев и др. Бюл. 1975. № 9.
- 61 А. с. 914642 СССР, С 21 D 1/02. Способ охлаждения проката и устройство для его осуществления / Н.В. Зимин, И.К. Акимов, Е.М. Иевлев. Бюл. 1982. № 11.
- 62 Пат. 2068450 РФ, С 21 D 9/08. Способ прокатки труб с термической обработкой / В.А. Усов, Ю.В. Бодров, Л. Г. Марченко и др. Бюл. 1996. № 30.
- 63 А. с. 567762 СССР, С 21 D 11/00. Способ автоматического управления нагревом трубных заготовок / А.С. Потанин, В.И. Аршин, Г.И. Барменков и др. Бюл. 1977. № 29.

- 64 Марченко Л. Г. Сопоставление эффективности новых технических решений в термомеханической обработке труб // Сталь. - 2008. - № 2. С. 68-71.
- 65 Пат. 2007470 РФ, С 21 D 1/02. Способ термической обработки изделий из малоуглеродистых и марганцовистых сталей / Л.Г. Марченко, Д.В. Прокофьев, Ю.А. Поповцев и др. Бюл. 1994. № 3.
- 66 Пат. 2112052 РФ, С 21 D 9/08. Способ термической обработки труб из углеродистых и низколегированных сталей / Ю.В. Бодров, А.И. Брижан, Л.Г. Марченко и др. Бюл. 1998. № 15.
- 67 Пат. 2163643 РФ, С 21 D 8/10. Способ изготовления труб из микролегированных сталей / А.И. Брижан, А.И. Грехов, Л.Г. Марченко и др. Бюл. 2001. № 6.
- 68 А. с. 1421786 СССР, С 21 D 11/00. Способ автоматического управления нагревом трубных заготовок в проходной индукционной печи / Б.Г. Барменков, Ю.И. Блинов, Л.Г. Марченко и др. Бюл. 1988. № 33.
- 69 Металлография железа: Структура сталей. - М.: Металлургия, 1972, т. 2. - 284 с.
- 70 Тылкин М.А., Большаков В.И., Одесский П.Д. Структура и свойства строительной стали. - М.: Металлургия, 1983. - 287 с.
- 71 Bramfitt B.L., Speer J.G. A Perspective on the Morphology of Bainite // Met. Trans. - 1990. - Vol. 21A, N 4. - P. 817-829.
- 72 Thompson S.W., Colvin D.J., Krauss G. Continuous Cooling Transformations and Microstructure in a Low-Carbon High-Strength Low-Alloy Plate Steel // Met. Trans. - 1990. - Vol. 21A, N 4. - P. 1493-1507.
- 73 Ohtani H., Okaguchi S., Fujishiro Y., Ohmori Y. Morphology and Properties of Low-Carbon Bainite // Met. Trans. - 1990. - Vol. 21A, N 4. - P. 877-888.
- 74 Wilson E.A. The $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation in Low-Carbon Irons // ISIJ Int. - 1994. - Vol. 34, N 8. - P. 615-630.
- 75 Krauss G., Thompson S.W. Ferritic Microstructures in Continuous Cooled Low- and Ultralowcarbon Steels // ISIJ Int. - 1995. - Vol. 35, N 8. - P. 937-945.
- 76 Zhang Z., Farrar R.A. An Atlas of Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagrams Applicable of Low Carbon Low Allow Weld Metals. - London : Ins. of Materials, 1995. - 96 p.
- 77 Wang Y., Ke Y., Shan Y. et al. The research and development of high-strength line pipe in China // Proc. of the Int. Pipe Dreamer's Conf. - Yokohama, 2002. - P. 53-84.
- 78 Bhadeshia H.K. Bainite in Steels, 2nd ed. - London : Ins. of Materials, 2001. - 454 p.
- 79 Скороходов В.Н., Одесский П.Д., Рудченко А.В. Строительная сталь. - М. : Металлургиздат, 2002. - 621 с.
- 80 Hwanq B., Kim Y., Lee N., Ahn S. Correlation of Microstructure and Fracture Properties of API X70 Pipeline Steels // Met. Trans. - 2005. - Vol. 36A, N 3. - P. 725-739.
- 81 Шейнман Е.Л. Классификация микроструктуры сталей Международного института сварки // Сварочное производство. - 2006. - № 7. - С. 33-37.

82 Banadkouki S.S., Dunne D.P. Formation of Ferritic Products during Continuous Cooling of a Cu-bearing HSLA Steel // ISIJ Int. - 2006. - Vol. 46, N 5. - P. 759-768.

83 Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // Металлург. – 2010. - №7. – С. 45-51.

84 Бронфин Б.М., Гольдштейн М.И. Влияние скорости охлаждения из межкритического интервала температур на микроструктуру и свойства низколегированных сталей // Изв. АН СССР. Металлы. - 1985. - № 6. - С. 61-68.

85 Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н., Смирнов М.А. Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства низкоуглеродистой трубной стали // Металлург. - 2008. - № 8. - С. 48-51.

86 Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. - М.: Наука, 1977. - 236 с.

87 Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. - М.: Металлургия, 1986. - 207 с.

88 Пышминцев И.Ю. Упрочнение листовых сталей для холодного формоизменения. - Екатеринбург : Изд-во АМБ, 2004. - 160 с.

89 Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Принцип легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких сварных строительных сталей // МиТОМ. - 2007. - № 1. - С. 9-15.

90 ASM Handbook: Metallography and Microstructures. - ASM Int., 2004. - Vol. 9. - 1184 p.

91 Выбойщик М.А. Формирование бейнитных структур, обеспечивающих трубным сталям высокие механические и коррозионные свойства // Материалы международной научно-технической конференции «Коррозия в нефтяной и газовой промышленности» Секция 2. - Исследование механизмов разрушения труб и разработка новых материалов, Самара, 2016. – Сл. 120-135.

92 Медведев А.П. НКТ для специальных условий эксплуатации, осложненных сероводородом, углекислотой и АСПО // Материалы международной научно-технической конференции «Коррозия в нефтяной и газовой промышленности» Секция 2. - Исследование механизмов разрушения труб и разработка новых материалов, Самара, 2016. – Сл. 105-119.

93 Пат. 2254220 РФ. Способ упрочнения резьбовых элементов труб / А.А. Новик. Бюл. 2012. № 6.

94 Моргунов В.А., Небогов С.М., Федотов И.Л. Повышение износостойкости резьбы насосно-компрессорных труб под воздействием ультразвука // Металлург. – 2017. - №12. – С. 65-69.

95 Черных Е.С., Горожанин П.Ю., Жукова С.Ю., Фарбер В.М. Оптимизация химического состава стали для труб прочности Д // Сталь. – 2008. - №5. – С. 87-89

96 Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали; 2-ое изд., перераб. и доп.. – М.: МИСиС, 1999. – 408 с.

97 Тушинский Л.И. Структурная теория конструктивной прочности материалов. – Новосибирск: изд. НГТУ, 2004. – 400 с.

98 Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста; 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.

99 Скороходов В.Н., Одесский П.Д., Рудченко А.В. Строительная сталь. – М.: ЗАО «Металлургиздат», 2002. – 624 с.

100 Перспективные материалы, том III: Наноматериалы технического и медицинского назначения. Учеб. Пособие / Под ред. Д.Л. Мерсона. ТГУ, МИСиС, 2009. – 496 с.

101 Маркелов В.А., Андреев Ю.Г., Штремель М.А., Калантаров Е.И. Микромеханика разрушения пакета мартенсита // ФММ. - 1988. – Т.66, №5. – С. 1010-1018.

102 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Марков Е.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. Наблюдение и измерение характеристик структур, пластичности и вязкости в конструкционных сталях // МиТОМ. – 2009. - №5. – С. 60-67.

103 Kozha E., Smagulov D.U., Akhmetova G.E., Kombayev K.K. Laboratory installation for electrolytic-plasma treatment of steel // News of the National Academy of Sciences of the Republic of Kazakhstan. Series of geology and technical sciences. – 2017. - Volume 4, Number 424. - P. 219 – 224.

104 Смагулов Д.У., Мурзахметова У.А., Кожа Е., Ахметова Г.Е. Упрочнение марганцовистой стали методом электролитно-плазменной обработки // Вестник ВКГТУ им. Д.Серикбаева. – 2017. - №3. - С. 124-129.

105 Кожа Е., Смагулов Д.У., Комбаев К.К., Ахметова Г.Е. Исследование влияния электролитно-плазменной обработки на структуру и износостойкость стали бурового инструмента // Материалы XI Международной научно-практической конференции «INTERNATIONAL INNOVATION RESEARCH», Пенза, 2017. - С. 49-56.

106 Ахметова Г.Е., Смагулов Д.У., Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В. Оценка качества труб нефтегазового сортамента компьютеризированными методами анализа структуры стали // Вестник государственного университета имени Шакарима города Семей. – 2017. – №3 (79). – С. 7-11.

107 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г., Шабалов И.П., Великоднев В.Я., Асташкевич Н.Н. Оценка однородности качества трубного проката средствами статистики. Сб. трудов VIII Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2016. – НИТУ «МИСиС». – Москва, 2016. – 231 с.

108 Ахметова Г.Е., Смагулов Д.У., Кудря А.В., Шайханова А.К. Разработка компьютеризированных процедур количественного описания структур материалов // Вестник государственного университета имени Шакарима города Семей. – 2018. – №3 (83). – С. 139-144.

109 Ахметова Г.Е., Ахмедова Т.Ш., Вяткина А.К., Смагулов Д.У., Кудря А.В. Измерение неоднородности структур для управления качеством трубных сталей // Вестник КазНИТУ им. К.И. Сатпаева. – 2018. – №6 (130). – С. 371-376.

110 Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов – М.: Металлургия, 1975 г. – 479 с.

- 111 Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Мальцева А.Н., Мушина О.В. Влияние ферритно-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали // *Металлург.* – 2012. – №1. – С. 55-62.
- 112 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Скородумов С.В. Ограничения классической статистики при аттестации и управлении качеством конструкционной стали // *Известия ВУЗов. Черная металлургия.* – 2010. – №11. – С. 43-47.
- 113 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Кудрявцев Д.В., Скородумов С.В. Совместное измерение разномасштабных структур при оценке причин неоднородности вязкости // *Известия ВУЗов. Черная металлургия.* – 2009. – №5. – С.41-44.
- 114 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Пережогин В.Ю. Неоднородность структур и разрушение твердых сплавов на основе железа и их измерение // *Электрометаллургия.* – 2017. – №6. – С. 32-40.
- 115 Николаев Д.П., Сараев А.А. Критерии оценки качества в задаче автоматизированной настройки алгоритмов бинаризации // *Тр. ИСА РАН.* – 2013. – Т. 63, №3. – С. 85.
- 116 Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // *Вопросы материаловедения.* – 2013. – №4 (76). – С. 143.
- 117 Гонсалес Р., Вудс Р., Эддисон С. Цифровая обработка изображений. – М.: Техносфера, 2005. – 1072с.
- 118 Зельдович Я.Б., Соколов Д.Д. Фракталы, подобие, промежуточная асимптотика // *Успехи физических наук.* – 1985. – Т.146, №7. – С. 493.
- 119 Никитин Я.Ю. Асимптотическая эффективность непараметрических критериев. – М.: Физматлит, 1995. – 240 с.
- 120 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахметова Т.Ш., Васильев С.Г. Использование компьютеризированных процедур для оценки неоднородности структур твердых сплавов // *Металлург.* – 2016.–№12.–С. 77-80.
- 121 Кудря А.В., Соколовская Э.А. Информационные технологии в обеспечении качества металлопродукции // *Электрометаллургия.* – 2010. – №12. – С. 35-43.
- 122 Прочность сплавов. Часть II. Деформация: Учебник для вузов / Штремель М.А. – М.: МИСиС. 1997. – 527 с.
- 123 «Сталь на рубеже столетий». Под ред. Ю.С. Карабасова. – М.: МИСиС. 2001. С. 445-543.
- 124 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахметова Г.Е., Смагулов Д.У. Измерение микроструктур с полосчатостью в листовых сталях // *Металлург.* – 2018. – №11. – Статья принята в печать (справка прилагается).
- 125 Разрушение. В 2 кн. Кн. 1. Разрушение материала: моногр. / Штремель М.А. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. – 670 с.
- 126 Эфрон Л.И. Металловедение в «большой металлургии». Трубные стали. – М.: Металлургиздат. 2012. – 696 с.
- 127 Казаков А.А., Киселев Д.В., Андреева С.В, Чигинцев Л.С., Головин С.В., Егоров В.А., Марков С.И. Разработка методики количественной оценки

микроструктурной полосчатости низколегированных трубных сталей с помощью автоматического анализа изображений // Черные металлы. – Июль-август 2007. – С. 31-37.

128 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Ле Хай Нинь, Скородумов С.В., Папина К.Б. Измерение неоднородности разрушения в конструкционных сталях с разнородной структурой // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 4 (718). – С. 12-18.

129 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ле Х.Н., Траченко В.А., Скородумов С.В., Папина К.Б., Чинь Х.Ч. Оценка строения изломов и структур в конструкционных сталях с использованием компьютеризированных процедур // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2015. – № 4 (34). – С. 44-52.

130 Кондратов Л.А. Развитие трубного производства. – М.: Металлургиздат, 2015. – 256 с.

131 Марочник сталей и сплавов. 4-е изд., переработ. и доп. / Ю.Г. Драгунов, А.С. Зубченко, Ю.В. Каширский и др. Под общей ред. Ю.Г. Драгунова и А.С. Зубченко: 2014. – 1216 с. илл.

132 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Скородумов С.В., Папина К.Б., Мишнев П.А., Палигин Р.Б., Балашов С.А., Огольцов А.А. Факторы неоднородности качества листовой стали // Электрометаллургия. 2013. № 9. С. 23-33.

133 Теория вероятностей и математическая статистика: Учеб. пособие для вузов / В. Е. Гмурман. – 9-е изд., стер. – М.: Высшая школа, 2003. – 479 с.

134 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б. Возможности цифровой световой микроскопии для объективной аттестации качества металлопродукции // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – № 4 (754). – С. 15-23.

135 Кумэ Х. Статистические методы повышения качества. – М.: Финансы и статистика, 1990. – 301 с.

136 Москаленко В.А., Грызунов В.И., Кудря А.В., Соколовская Э.А., Иващенко А.В. Использование баз данных производственного контроля для управления качеством продукции // Электрометаллургия. – 2000. - №12. – С. 34-37.

137 Большев Л.Н., Смирнов Н.В., Таблицы математической статистики. – М: Наука, 1965. – 464 с.

138 Ван дер Варден Б.Л. Математическая статистика. – М.: ИЛ, 1960. – 436 с.

139 Штремель М.А., Кудря А.В., Иващенко А.В. Непараметрический дискриминантный анализ в задачах управления качеством // Заводская лаборатория. – 2006. – №5. – С.53-62.

140 Кокс Д., Хинкли Д. Теоретическая статистика. – М.: Мир, 1978. – 560 с.

141 Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А., Арсенкин А.М., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Чернобаева А.А., Кузько Е.И., Хорева Е.Г. Факторы неоднородности вязкости низколегированной стали 15X2НМФА // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2009. – №9. – С. 23-28.

142 Лизунов В.И., Шкатов В.В., Моляров В.Г., Канек В.П. Управление по структуре качеством стали при горячей прокатке // МиТОМ. – 1999. – №4. – С. 52-56.

143 Ахметова Г.Е., Смагулов Д.У., Вяткина А.К., Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В., Нурумгалиев А.Х. Компьютеризированные процедуры количественной обработки изображений структур трубных сталей // Сталь. – Статья принята в печать (справка прилагается).

144 Ахметова Г.Е., Смагулов Д.У., Кудря А.В. Использование методов информационной технологии для анализа структурного состояния стали нефтегазового сортамента и оценки надежности трубопроводов // Труды Международной научно-практической конференции «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения № 9). – Караганда, 2017. – С. 24-26.

145 Матросов Ю.И., Холодный А.А., Матросов М.Ю., Попов Е.С., Коновалов Г.Н., Сосин С.В. Влияние параметров ускоренного охлаждения на микроструктуру и сопротивление водородному растрескиванию низколегированных трубных сталей // Metallurg. – 2015. – №1. – С. 68-75.

146 Ахметова Г.Е., Смагулов Д.У., Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В. Оптимизация структуры трубной стали методом электролитно-плазменной обработки и компьютеризированных процедур // Сборник трудов конференции IX-й Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» – ПРОСТ 2018. – Москва, НИТУ «МИСиС», 2018. – 214 с.

147 Akhmetova G.E., Nurumgaliev A.Kh., Amenova A.A., Saduakas U.A. Properties of steel reduced by means of ferrosilicoalumobarium // Steel in Translation (United Kingdom). – 2017. - Vol. 47, No. 9. - Pp. 618–622.

148 Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш. Факторы сопротивляемости разрушению твердых сплавов на основе железа // Электрометаллургия. – 2017. – №11. – С. 20-25.

149 Лащенко Г.И. Плазменное упрочнение и напыление. – К.: «Екотехнологія», 2003. – 64 С.

150 Kozha Ye., Akhmetova G.E., Smagulov D.U. The influence of electrolyte-plasma treatment on the structure and properties of tube steel 40Г // Труды международной научно-практической конференции «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения №9). – Караганда, 2017. – С. 54-56.

151 Ахметова Г.Е., Еркин К., Смагулов Д.У., Нурумгалиев А.Х. Влияние электролитно-плазменной обработки на структуру и свойства трубной стали 40Г // Труды I Международной научно-практической конференции «Технология машиностроения и материаловедение». – Новокузнецк, 2017. – С. 108-110.

152 Никитин А.В., Ханжин В.Г. Возможности компьютерных измерительных систем анализа изображений при изучении композиционных сверхпроводников // МиТОМ. – 2015. – №4 (718). – С. 58-62.

153 Мельниченко А.С., Кудря А.В., Ахмедова Т.Ш., Соколовская Э.А. Прогнозирование риска разрушения твердых сплавов в упрочняющих наплавках по морфологии их структуры // Metallurg. – 2017. – №12. – С. 83-87.

ПРИЛОЖЕНИЕ А



АКТ ВНЕДРЕНИЯ (ИСПОЛЬЗОВАНИЯ) результатов НИР в учебный процесс

Мы, нижеподписавшиеся, директор Института промышленной инженерии Калтаев А.Ж., заведующий кафедрой «Инженерная физика» Бейсенов Р.Е. и научный руководитель докторанта целевого гранта Смагулов Д.У. составили настоящий АКТ ВНЕДРЕНИЯ (ИСПОЛЬЗОВАНИЯ) результатов научных исследований по теме докторской диссертации Ахметовой Г.Е. «Оптимизация фазового состава и структуры стали для производства нефтегазопроводных труб» в учебном процессе для подготовки бакалавров, магистров и докторов философии по специальности «Материаловедение и технология новых материалов».

Результаты исследований Ахметовой Г.Е. используются при чтении лекционных курсов «Термическая обработка материалов», «Высокопрочные машиностроительные материалы» и проведении практических занятий по дисциплинам «Методы структурного анализа и контроля качества», «Методология выбора материалов».

Эффект от внедрения (использования) результатов НИР:

- 1) обучение студентов применению методики компьютеризированных процедур количественного анализа структур материалов;
- 2) обучение студентов использованию методики определения геометрических параметров структур и дефектов, взаимного соотношения структурных составляющих по анализу изображения с применением стандартных и специализированных программных продуктов.

Директор ИПИ,
д.ф.-м.н., профессор


(подпись)

А.Ж. Калтаев

Зав. кафедрой «ИФ»,
доктор PhD


(подпись)

Р.Е. Бейсенов

Научный руководитель,
Д.т.н., профессор


(подпись)

Д.У. Смагулов

PhD докторант


(подпись)

Г.Е. Ахметова

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе

РГП на ПХВ «Карагандинский
государственный индустриальный
университет»

Г.А. Сивякова



(подпись)

января 2018 г.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ (ИСПОЛЬЗОВАНИЯ) результатов НИР в учебный процесс

Мы, нижеподписавшиеся, декан факультета «Металлургия и машиностроение» Мусин Д.К., заведующий кафедрой «Металлургия и материаловедение» Нурумгалиев А.Х. и научный руководитель докторанта целевого гранта Смагулов Д.У. составили настоящий АКТ ВНЕДРЕНИЯ (ИСПОЛЬЗОВАНИЯ) результатов научных исследований по теме докторской диссертации Ахметовой Г.Е. «Оптимизация фазового состава и структуры стали для производства нефтегазопроводных труб» в учебном процессе для подготовки бакалавров и магистров по специальности «Материаловедение и технология новых материалов», а также для подготовки докторов философии (PhD) специальности «Металлургия».

Результаты исследований Ахметовой Г.Е. используются при чтении лекционных курсов «Материаловедение и технология конструкционных материалов», «Моделирование создания материалов и условия их эксплуатации», «Материаловедение и технология перспективных материалов» и проведении практических занятий по дисциплинам «Технологические измерения и методы обработки экспериментальных данных», «Моделирование создания материалов и условия их эксплуатации», а также «Закономерности эволюции эксплуатационных свойств металлопродукции».

Эффект от внедрения (использования) результатов НИР:

- 1) обучение студентов применению методики компьютеризированных процедур количественного анализа структур материалов;
- 2) обучение студентов использованию методики определения геометрических параметров структур и дефектов, взаимного соотношения структурных составляющих по анализу изображения с применением стандартных и специализированных программных продуктов.

Декан факультета «МиМ»,
к.т.н., доцент


(подпись)

Д.К. Мусин

Зав. кафедрой «МиМ»,
д.т.н., профессор


(подпись)

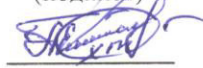
А.Х. Нурумгалиев

Научный руководитель,
д.т.н., профессор


(подпись)

Д.У. Смагулов

PhD докторант


(подпись)

Г.Е. Ахметова

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Евразийская научно-практическая конференция
“Прочность неоднородных структур” - ПРОСТ

ПРОСТ 2018

МИСиС



ДИПЛОМ

Награждается АХМЕТОВА Г.Е.

За лучший доклад, представленный на IX-й
Евразийской научно-практической
конференции “Прочность неоднородных
структур” - ПРОСТ 2018

Председатель Программного
комитета,
Проректор по науке и инновациям
НИТУ “МИСиС”,
проф.



М.Р. Филонов

ОТ МГА К НИТУ «МИСиС»
100 ЛЕТ
1918-2018
ОТКРЫВАЕМ НОВЫЙ ВЕК

ПРИЛОЖЕНИЕ В



127006, Москва,
Старопомосинский пер., д. 8, стр. 1-1А
Тел.: (495) 699-83-69, 699-97-85
E-mail: stal@imet.ru

ИСК. № СТ-10/А

от 09 ноября 2018 г.

СПРАВКА

Статья авторов Ахметовой Г. Е., Смагулова Д. У., Вяткиной А. К. и др.
«Компьютеризированные процедуры количественной обработки изображений структур
трубных сталей» принята к публикации в журнале «Сталь» в I квартале 2019 г.

Заместитель главного редактора

Е. А. Алексеев