

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ «АЛТАЙСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ им. И.И. ПОЛЗУНОВА»

На правах рукописи

ПИСЬМЕННЫЙ ЕВГЕНИЙ АЛЕКСАНДРОВИЧ

**ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ ФРИКЦИОННЫХ КЛИНЬЕВ
ГРУЗОВЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ ВАГОНОВ НА ОСНОВЕ
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Марков Андрей Михайлович

Москва – 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ НАУЧНОЙ ПРОБЛЕМЫ И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	12
1.1 Материалы, используемые для изготовления фрикционных клиньев в настоящее время в России и за рубежом	13
1.2 Современные технологии производства деталей железнодорожных вагонов в России и за рубежом	21
1.3 Постановка цели и задачи работы.....	41
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	43
2.1 Материалы исследования	43
2.2 Методы исследования структуры и фазового состава материалов	43
2.2.1 Оптическая микроскопия	46
2.2.2 Растровая электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ.....	47
2.2.3 Рентгенофазовый анализ	48
2.2.4 ДюрOMETрические и трибологические испытания.....	48
2.2.5 Определение механических свойств в условиях статического нагружения..	49
2.2.6 Определение механических свойств при динамическом нагружении	49
2.3 Методика натурных испытаний в условиях, приближенных к реальной эксплуатации.....	50
2.4 Термическая обработка сталей	54
ГЛАВА 3. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 50СЛ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	57
Заключение по главе 3	107
ГЛАВА 4. СРАВНЕНИЕ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ, ТЕРМООБРАБОТАННЫХ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ	109
4.1 ДюрOMETрические исследования и определение износостойкости	109
4.2 Механические свойства в условиях динамического (ударного) нагружения.	113

4.3 Испытания в условиях реальной эксплуатации и приближенных к ней.....	115
Заключение по главе 4	125
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	127
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	129
Приложение А	144
Приложение Б	145
Приложение В.....	147
Приложение Г	149
Приложение Д.....	150

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Повышение эффективности грузовых перевозок на железнодорожном транспорте в Российской Федерации влечет необходимость модернизации узлов и агрегатов вагонов. Увеличение ресурса и эффективности работы деталей тележки грузового вагона, может быть достигнуто ограниченным изменением конструктивных параметров и свойств материала поверхностей трения фрикционного клина. Фрикционный клин представляет собой многофункциональный узел. Он входит в состав рессорного подвешивания, обеспечивая гашение горизонтальных и вертикальных колебаний грузовых вагонов. Усилие прижатия фрикционного клина к фрикционной планке и боковой раме тележки зависит от загрузки вагона, а сила трения прямо пропорциональна прогибу пружин и возрастает с его увеличением. От стабильной работы фрикционных клиньев зависят динамические качества грузовых вагонов.

От стабильной работы фрикционного гасителя колебаний напрямую зависят динамические качества грузовых вагонов и безопасность грузоперевозок. При этом работоспособность клиньев определяется такими характеристиками, как прочность и износостойкость.

В настоящее время на промышленных предприятиях Российской Федерации серийно изготавливаются фрикционные клинья, в основном, из стали марки 20Л либо чугуна СЧ35. Основными проблемами при эксплуатации вагонов, оборудованных такими фрикционными клиньями, является недостаточная износостойкость и, как следствие, сокращение межремонтного пробега вагона в целом. В процессе эксплуатации чаще всего наблюдается преждевременный износ наклонной и рабочей поверхностей, обусловленные низкими показателями прочности, что, в свою очередь, может послужить причиной отцепок вагонов в ремонт. Все вышеперечисленные недостатки материалов, применяемых в настоящее время для изготовления фрикционных клиньев, вызывают необходимость повышения прочностных характеристик наряду со снижением материалоемкости фрикционных клиньев узла гашения колебаний за счет применения сталей, обладающих повышенными показателями прочности и износостойкости.

Степень разработанности темы исследования

Проведенные как отечественными, так и зарубежными учеными исследования показали, что для повышения нагрузочной способности и износостойкости фрикционного клина необходимо повышать степень легирования используемого материала – то есть переходить от используемой в настоящее время стали типа 20Л к сталям типа 35ГСЛ и т.п. При этом использование чугунов для изготовления фрикционного клина практически единогласно признается менее предпочтительным вариантом по сравнению со сталью в силу специфики работы чугунного фрикционного клина в условиях ударно-абразивного изнашивания.

Наибольший вклад в исследования по повышению износостойкости деталей энергопоглощающих аппаратов и деталей подвески железнодорожного транспорта внесли такие ученые как Б.В. Борщ, В.П. Ефимов, Н.А. Костина, Д.П. Марков, А.Н. Носов, В.М. Федин, Л.А. Шадур, F. Barbaro, D. Kumar, P. Langenberg, F. Peimao, R. Song, X. Zhang, H. Zhao и др. По результатам исследований, проведенных вышеперечисленными авторами, повышение степени легирования деталей подвески железнодорожного транспорта в комплексе с термической обработкой позволяют повысить надежность и межремонтный период железнодорожных вагонов при одновременном снижении материалоемкости этих деталей. Кроме того, наибольшее предпочтение в литературе отдается легированным конструкционным сталям, термообработанным на структуру бейнита либо отпущенного мартенсита. Фрикционные клинья со структурой бейнита или отпущенного мартенсита имеют высокие показатели прочности, износостойкости и удовлетворительные показатели ударной вязкости. Повышение прочностных характеристик фрикционных клиньев позволяет снизить их материалоемкость и, как следствие, облегчить конструкцию фрикционного клина. В литературе сведения о влиянии технологических параметров термической обработки литых сталей, содержащих порядка 0,5 массового % углерода и около 1,5 массового % кремния, на их структурно-фазовое состояние, механические свойства и стойкость при ударно-абразивном износе противоречивы и недостаточны.

Цель диссертационной работы заключается в разработке технологии термической обработки литых фрикционных клиньев из стали 50СЛ, обеспечивающей повышенные показатели ресурса работы при одновременном снижении материалоемкости их производства.

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

1. Определить температуры критических точек, построить диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита, термокинетическую диаграмму распада аустенита при непрерывном охлаждении, определить прокаливаемость стали 50СЛ.
2. Исследовать влияние режимов термообработки на структурно-фазовое состояние стали 50СЛ.
3. Установить и научно обосновать влияние режимов термической обработки на трибологическое поведение и износостойкость стали 50СЛ.
4. Разработать режим термической обработки стали 50СЛ, обеспечивающий наилучший комплекс эксплуатационных свойств, определяемый высокими показателями прочности и износостойкости.
5. Провести испытания фрикционных клиньев из стали 50СЛ, термообработанных по разработанному режиму, в приближенных к реальным условиям эксплуатации для подтверждения показателей прочности и износостойкости.

Научная новизна

1. Впервые методом физического и математического моделирования установлены закономерности структурно-фазовых превращений распада аустенита стали марки 50СЛ в условиях различных температурно-скоростных параметров охлаждения с определением глубины прокаливаемости.
2. Экспериментально обоснована целевая мартенсито-бейнитная структура стали марки 50СЛ (93-95% мартенсита + 5-7% бейнита), обеспечивающая требуемый комплекс механических свойств и ударной вязкости, превышающей на 30% требования НТД ОАО «РЖД» к материалу фрикционных клиньев.

3. Научно обоснован температурно-скоростной режим термической обработки отливок из стали марки 50СЛ, обеспечивающий однородность химического состава по содержанию углерода в объеме отливки, повышающий ударную вязкость при гарантированной твердости за счет формирования целевой мартенсито-бейнитной структуры стали, упрочненной дисперсными выделениями наноразмерных карбидных фаз размером 70-100 нм.

4. На основе сравнительных трибологических испытаний при идентичных нагрузочно-скоростных режимах показано, что в паре трения для изделия из стали марки 50СЛ в качестве контртела наиболее перспективными являются детали из сталей марок 50СЛ и 20Л, позволяющие существенно (на 56% и 28% соответственно) уменьшить интенсивность износа относительно применяемой в настоящее время базовой пары 20Л-30ХГСА.

Теоретическая и практическая значимость работы

1. Впервые предложено использовать для изготовления детали железнодорожного транспорта «фрикционный клин» среднеуглеродистую кремнистую сталь 50СЛ, что позволило на 32,5 % снизить его массу при сохранении эксплуатационных характеристик.

2. Установлены пределы скоростей охлаждения для формирования мартенсито-бейнитной структуры в стали марки 50СЛ, обеспечивающей получение ударной вязкости более 350 кДж/м² при твердости 260...340 НВ.

3. В результате стендовых испытаний подтверждено, что предлагаемая конструкция фрикционных клиньев из стали 50СЛ позволяет на 50% увеличить межремонтный период тележек грузовых вагонов железнодорожного транспорта. Микроструктура трущихся поверхностей стали 50СЛ в результате испытаний на трение износа, значимых изменений не претерпевает, что свидетельствует об относительно слабом разогреве трущихся поверхностей из стали 50СЛ и, соответственно, высокой стабильности фрикционного сопряжения.

4. По результатам диссертационной работы зарегистрированы технические условия (далее – ТУ) на марку стали 50СЛ и технологию изготовления из стали 50СЛ фрикционных клиньев узла гашения колебаний.

5. По результатам стендовых испытаний, имитирующих реальные условия эксплуатации, а затем и испытаний в условиях реальной эксплуатации, получен сертификат соответствия требованиям ОАО «РЖД», а фрикционные клинья рекомендованы к внедрению на грузовом подвижном составе в Российской Федерации.

Методология и методы исследования

Объектами исследований являлись используемые в грузовых вагонах фрикционные клинья и материалы, из которых они изготавливаются: стали 30ХГСЛ, 38ХСЛ, 20Л, 20ГЛ. А также разработанная при выполнении диссертационной работы конструкция фрикционного клина, защищенная патентом на полезную модель № 194823 (Приложение А), которую в целях обеспечения требуемых показателей прочности и износостойкости предложено изготавливать из стали 50СЛ.

Исследование структурно-фазовых состояний материалов и пробоподготовка, а также механические испытания проводились на оборудовании центра коллективного пользования АлтГТУ, а также с использованием лабораторно-исследовательской инфраструктуры инжинирингового центра «ХимБиоМаш». Натурные испытания клиньев в условиях статического, динамического и циклического нагружений проводились с использованием средств измерений и испытательного оборудования АО «ИЦ ТСЖТ». Основными методами структурных исследований являлись оптическая микроскопия (Carl Zeiss Axio Observer Z1m и программно-аппаратный комплекс «Thixomet PRO»), растровая (Hitachi SU3800) электронная микроскопия. Фазовый состав материалов оценивали методами рентгеновской дифракции (дифрактометр ДРОН-6). Характер распределения химических элементов в анализируемых материалах изучали с применением метода микрорентгеноспектрального анализа (EDS QUANTAX Brucker). Для оценки микротвердости исследуемых материалов использовали полуавтоматический микротвердомер МН-6. Испытания материалов в условиях одноосного растяжения проводили на установке Instron 3369. Испытания на ударный изгиб по Шарпи были реализованы с применением маятникового копра КМ-300. В качестве испытательного оборудования для оценки трибологических свойств выступала машина трения УМТ 2168. Исследова-

ния проводились с использованием специально изготовленных образцов, представляющих собой пару «вал – колодка» в соответствии с методикой проведения испытаний.

Определение износостойкости фрикционных клиньев, изготовленных из стали 50СЛ, при приложении в вертикальном направлении 2×10^6 циклов динамической нагрузки, проводилось путем оценки состояния и износа рабочих поверхностей фрикционных клиньев и фрикционных планок, завышения (занижения) клиньев, коэффициента относительного трения перед началом испытаний и в процессе испытаний. Первые измерения проводились через 250 000 циклов, а затем не реже одного раза каждые 500 000 циклов динамической нагрузки.

Положения, выносимые на защиту

1. Совокупность результатов исследования структурно-фазового состояния стали 50СЛ, термообработанной по различным режимам.
2. Технология термической обработки фрикционного клина из стали марки 50СЛ, заключающаяся в нагреве отливок деталей до 950°C и выдержкой при этой температуре в течение 2 ч, охлаждение с печью до 850°C и выдержкой при этой температуре в течение времени 0,3 ч и последующим охлаждением со скоростью $4 - 5^\circ\text{C}/\text{с}$, и последующим отпуском при температуре 350°C в течение 2 ч.
3. Результаты трибологических испытаний деталей пары трения 50СЛ–50СЛ, термообработанной по разработанному режиму, показавшие уменьшение износа на 56 % по сравнению с используемой в настоящее время парой трения 20Л–20Л.

Степень достоверности результатов исследования

Достоверность полученных результатов обеспечивается применением комплекса актуальных методов исследований, а также использованием современного аналитического и испытательного оборудования.

Апробация результатов

Результаты работы были представлены и обсуждены на XIV Международной научно-практической конференции «Инновационные технологии в машиностроении» (ЮТИ ТПУ, г. Юрга, 2023 г.); IX Международной Российско-Казахстанской

научно-практической конференции «Химические технологии функциональных материалов» (НГТУ, КазНУ им. Аль-Фараби, Алматы, Казахстан, Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, 2023); XV Всероссийской конференции молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России (БМР 2022)» (Москва, 2022 г.); тринадцатой Международной научно-практической конференции «Транспортная инфраструктура Сибирского региона» (Иркутск, 2022); IV Международной научно-практической конференции «Инновации в информационных технологиях, машиностроении и автотранспорте» (г. Кемерово, 2020 г.), международном молодежном форуме «Ломоносов-2020» (г. Москва, 2020 г.); международной конференции «Фундаментальные основы механохимических технологий» (г. Новосибирск, 2018 г.); международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении» (г. Новосибирск, 2017–2018 г.).

Публикации

По результатам диссертационного исследования опубликовано 19 печатных работ, 6 из которых входят в журналы, рекомендованные ВАК, 2 публикации представлены в изданиях, индексируемом в базах Web of Science и Scopus, 9 – в сборниках трудов докладов международных научно-технических конференций, 2 патента РФ на полезную модель.

Личный вклад автора диссертации включает:

определение цели и постановку задач исследования, изготовление образцов для комплексных испытаний, непосредственное проведение экспериментов и разработку режимов термообработки, анализ микроструктуры методами световой микроскопии, исследование фазового состава с помощью рентгенофазового анализа (РФА), выполнение механических испытаний, интерпретацию, систематизацию и сопоставление экспериментальных данных с литературными источниками, представление и обоснование выводов на основе полученных результатов.

Соответствие паспорту заявленной специальности

Тема и содержание диссертационной работы соответствует научной специ-

альности 2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов в части пунктов:

– Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях, включая технологические воздействия, и влияние сварочного цикла на металл зоны термического влияния, их моделирование и прогнозирование (п. 2);

– Разработка новых и совершенствование существующих технологических процессов объемной и поверхностной термической, химикотермической, термомеханической и других видов обработок, связанных с термическим или термомеханическим воздействием, цифровизация и автоматизация процессов, а также разработка информационных технологий систем сквозного управления технологическим циклом, специализированного оборудования (п.6);

– Исследование работоспособности металлов и сплавов в различных условиях, выбор и рекомендация наиболее экономичных и надежных металлических материалов для конкретных технических назначений с целью сокращения металлоемкости, увеличения ресурса работы, повышения уровня заданных физических и химических характеристик деталей машин, механизмов, приборов и конструкций (п.8).

Структура и объем диссертационной работы

Диссертация состоит из введения, 4 глав, заключения и 5 приложений. Полный объем диссертации составляет 150 страниц, включая 58 рисунков и 27 таблиц. Список литературы содержит 133 наименования.

ГЛАВА 1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ НАУЧНОЙ ПРОБЛЕМЫ И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ

По статистическим данным на железнодорожный вид транспорта приходится 50 % всех грузовых и 30 % пассажирских перевозок. По протяжённости железнодорожных путей Российская Федерация существенно опережает такого мирового лидера, как Китай и занимает второе место в мире после США.

Фрикционный клин узла гашения колебаний является одной из ответственных деталей грузового вагона (рисунок 1.1), подверженных интенсивному абразивному износу.

Среди различных способов получения заготовок деталей и элементов грузовых вагонов литейное производство по праву занимает передовое место. Метод литья позволяет изготавливать заготовки сложной формы с минимальными припусками на обработку, а также изготавливать детали, которые не требуют дополнительной механической обработки. Например, детали автосцепки, боковые рамы и надрессорные балки тележек грузовых вагонов. Крупное вагонное литье производится на специализированных литейных заводах и поставляется на вагоностроительные и вагоноремонтные предприятия. Кроме того, изготовление некоторых комплектующих изделий железнодорожного транспорта технологически возможно только литейным способом, например, клин фрикционный тележек грузовых вагонов.

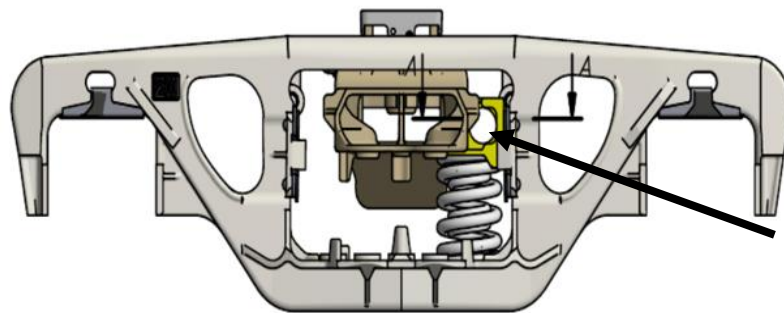


Рисунок 1.1 - Типовая конструкция узла гашения колебаний. Фрикционный клин узла гашения колебаний (указан стрелкой)

1.1 Материалы, используемые для изготовления фрикционных клиньев в настоящее время в России и за рубежом

Движение вагона по железнодорожному пути, имеющему различные неровности, сопровождается возбуждением колебаний кузова вагона в вертикальной и горизонтальной плоскостях. При условии совпадения частоты собственных колебаний кузова вагона и вынужденных колебаний, возникают резонансные явления, приводящие к значительному росту амплитуды колебаний вагона. Как следствие, вагон и его элементы подвергаются увеличенным нагрузкам, которые могут привести к выходу из строя отдельных узлов и вагона в целом. Для предотвращения возникновения резонанса в системе рессорного подвешивания вагона используют специальные элементы, которые поглощают энергию колебаний. Наиболее распространенной схемой устройства для гашения колебаний, применяемой в настоящее время в тележках грузовых вагонов, является схема фрикционных гасителей колебаний, представляющая собой систему из четырех клиньев, поглощающих энергию колебаний и диссипирующих эту энергию за счет использования сил трения. Данная схема имеет относительную простоту и за счет этого – высокую надежность. Диссипация энергии в клиновом гасителе колебаний фрикционного действия имеет прямую корреляцию с частотой и амплитудой колебаний: чем выше частота и амплитуда колебаний – тем большее количество энергии колебаний поглощается и за счет трения превращается в тепло, рассеивающееся в окружающем пространстве. В силу таких особенностей работы, клинья, как основной рабочий элемент фрикционного гасителя колебаний, подвергаются абразивно-адгезионному износу и температурно-силовым воздействиям. Поэтому основными требованиями, предъявляемыми к материалу фрикционного клина, являются высокие показатели прочности в сочетании с удовлетворительной пластичностью, а также возможно большая устойчивость к износу и адгезионному схватыванию трущихся поверхностей.

Заявляемым комплексом требуемых свойств обладают серые чугуны, а также стали. При этом серые чугуны имеют максимально возможную стойкость к схва-

тиванию трущихся поверхностей за счет того, что они имеют в своем составе включения графита, которые выступают в роли твердой смазки трущихся поверхностей и тем самым предотвращают их схватывание. Наиболее распространены чугуны с пластинчатой формой графита марок от СЧ25 до СЧ35, а также чугуны с шаровидной формой графита (высокопрочные чугуны) марок от ВЧ50 до ВЧ120. При этом такие свойства серых чугунов как высокая прочность, пластичность и стойкость к абразивному износу, ниже, чем у сталей. Применяемые в настоящее время для конструкций фрикционных клиньев низкоуглеродистые, а также низкоуглеродистые низколегированные стали (такие стали как 20Л, 20 ГЛ, 30Л, 35ГЛ и т.п.) несущественно превосходят серые чугуны по прочности, пластичности, стойкости к абразивному износу и при этом имеют очень низкую стойкость к адгезионному схватыванию трущихся поверхностей. Также не очень высокие прочностные параметры сталей и чугунов, применяемых в настоящее время для производства фрикционных клиньев, вынуждают использовать достаточно массивные конструкции клиньев для обеспечения их устойчивости к действию силовых нагрузок. Так, согласно ГОСТ 34503-2018 «Межгосударственный стандарт. Клинья фрикционные тележек грузовых вагонов. Общие технические условия» [1], для изготовления клина фрикционного рекомендуется применять следующие материалы:

- сталь марок 20Л К20, 25Л К20, 20ГЛ К25, 20ФЛ К30, 30ГСЛ К35;
- чугун марок СЧ30, СЧ35, ВЧ60, ВЧ70;
- допускается применять также другие материалы при условии выполнения требований стандарта, а требования к материалу в этом случае должны быть установлены в конструкторской документации.

При этом единственное преимущество использования стальных фрикционных клиньев вместо чугунных – это повышенные показатели пластичности и ударной вязкости, играющие значительную роль при реализации ударных режимов работы фрикционного гасителя колебаний грузового вагона.

Согласно ГОСТ 34503-2018, используемые в настоящее время для изготовления фрикционных клиньев стали типа 20Л К20, 25Л К20, 20ГЛ К25, 20ФЛ К30, 30ГСЛ К35, должны быть изготовлены в соответствии с требованиями

ГОСТ 977-88 «Отливки стальные. Общие технические условия». Так, согласно маркировке этих сталей и Таблицы 1, приведенной в ГОСТ 977, стали 20Л и 25Л представляют собой литые углеродистые стали, содержащие соответственно, масс. %:

углерод 0,12–0,20 и 0,17–0,25;

марганец 0,45–0,90;

кремний 0,20–0,52

серу и фосфор – не более 0,050.

Стали 20ГЛ и 30ГСЛ – соответственно низкоуглеродистые стали, легированные марганцем в случае стали 20ГЛ и марганцем и кремнием – в случае стали 30ГСЛ. Сталь 20ФЛ – низкоуглеродистая сталь, легированная ванадием.

В соответствии с разработанной конструкторской и технологической документацией на ОАО «НПК «Уралвагонзавод» (чертеж №100.30.001 «Клин» и технические требования УВЗ-50-21ДТ) для производства фрикционного клина используется сталь марки 20ЛК20. Твердость при этом составляет 140–160 НВ, структура: феррито-перлитная в силу достаточно низкого содержания углерода, не превышающего 0,20 масс. %, массовая доля перлита также не будет превышать 25 об. %.

Соответственно, исходя из анализа структурно-фазового и химического состава сталей типа 20Л, используемых для изготовления фрикционных клиньев, данные клинья априори не могут обеспечить высокий ресурс по регламентированному пробегу не менее 210 тыс. км, так как стальные фрикционные клинья при трении между поверхностями фрикционных планок, изготавливаемых из стали 30ХГСА и поверхностями трения надрессорных балок, которые в настоящее время в подавляющем числе случаев изготовлены из стали 20ГЛ, подвергаются сильному абразивно-адгезионному износу. Возникающие при этом в условиях отсутствия смазки трущихся поверхностей сталей 20Л, 20ГЛ, 30ХГСА нагрев и значительные усилия часто вызывают схватывание элементов, которое наиболее часто происходит в верхней мертвой точке контакта трущихся деталей, в свою очередь, вызывая «зависание» кузова вагона. При «зависании» кузова в верхней мертвой точке, под действием внешних усилий либо силы гравитации, неизбежен «срыв» кузова вагона,

так как размеры адгезионного схватывания не позволяют долговременное удержание кузова в «зависшем положении». В итоге, закономерный «срыв» кузова вагона сопровождается значительным ударным воздействием на элементы вагонной тележки и рессорного подвешивания, что также может приводить к различным отказам этих элементов по причине деформаций, а также в результате сколов [2 – 5].

Нанесение различных износостойких покрытий [3–20] позволяет повысить ресурс и улучшить условия работы стальных фрикционных клиньев. Однако в силу того, что операции по нанесению защитно-упрочняющих и антифрикционных покрытий являются дополнительными по отношению к базовым технологическим операциям, это приводит к увеличению стоимости самой детали фрикционного клина [14–22]. Также следует отметить, что чрезмерно твердое покрытие поверхностей фрикционного клина, контактирующих с надрессорной балкой, зачастую приводило к преждевременному износу поверхностей надрессорной балки и, соответственно, ее отказам [22–31]. Совместное упрочнение трущихся поверхностей фрикционного клина и надрессорной балки также не нашло широкого распространения по различным причинам [14–49].

Работы по увеличению межремонтного пробега грузовых вагонов за счет замены низкоуглеродистых, а также низкоуглеродистых низколегированных сталей на легированные стали типа 110Г13Л, 120ГФЛ, 32Х6Л, являются логичным решением [50–55], однако применение данных сталей требует сложной, а в случае стали 110Г13Л еще и высокотемпературной термообработки, кроме того, данные стали характеризуются достаточно высоким содержанием легирующих элементов, что в свою очередь, приводит к экономической нецелесообразности их использования. Наиболее оптимальным решением с точки зрения баланса стоимости и высоких эксплуатационных свойств по мнению авторов [56–65] является применение среднеуглеродистых сталей с содержанием углерода порядка 0,35–0,55 масс. %, легированных кремнием и марганцем с обязательной их термообработкой. При этом предпочтительная структура с точки зрения оптимальности сочетания эксплуатационных свойств – бейнитная либо отпущенный мартенсит. В результате работ,

проводимых в АлтГТУ им. И.И. Ползунова по теме повышения прочностных характеристик и износостойкости фрикционных клиньев узла гашения колебаний грузового вагона, изготовленных из среднеуглеродистых и среднеуглеродистых низколегированных сталей [66–70] была разработана оригинальная сталь, получившая маркировку 50СЛ, содержащая порядка 0,5 масс. % углерода, 1,5 масс. % кремния, 0,5 масс. % марганца и представляющая собой результат переплава лома пружин железнодорожного транспорта в индукционной печи. Проведенные исследования разработанной стали подтвердили ее высокие свойства, гарантирующие достижение регламентированного пробега грузового вагона в 210 тыс. км. Так как сталь 50СЛ при проведении соответствующей термической обработки имеет значительно более высокие показатели прочностных свойств в сочетании с высокой износостойкостью и ударной вязкостью, то использование данной стали в качестве альтернативы сталям 20Л, 20ГЛ при изготовлении фрикционного клина узла гашения колебаний, позволило внести изменения в конструкцию с целью снижения массы детали «фрикционный клин узла гашения колебаний из стали 50СЛ» на 25–40 % по сравнению с аналогичными деталями из сталей 20Л, 20ГЛ [69–72].

Применение серого перлитного чугуна в качестве одного из основных материалов для фрикционного клина начато с конца 20 века. По данным А.В. Габца [2] и других авторов [14, 62 – 67], эксплуатационные испытания фрикционных клиньев из серого чугуна СЧ20 показали снижение износа поверхностей надрессорных балок и других элементов тележки в 2–2,5 раза. Однако, отмечается, что наряду с уменьшением износа элементов тележки грузовых вагонов, значительно возрастает износ таких фрикционных клиньев. В сравнении со стальными клиньями износ вертикальных поверхностей клиньев из серого чугуна СЧ20 увеличивается более чем в 5 раз, а наклонных поверхностей более чем в 3 раза. Замена чугуна СЧ20 на чугун марки СЧ25 позволила значительно снизить износ поверхностей фрикционного клина [22, 44, 47, 62] и таким образом, получить альтернативный вариант фрикционных клиньев.

Снижение изнашивающего действия чугунных клиньев по отношению к эле-

ментам тележки объясняется тем, что серые чугуны (как чугуны с пластинчатым графитом марки СЧ, так и чугуны с глобулярным графитом марки ВЧ) имеют в своем составе свободный углерод в форме графита, который при трении может играть роль твердой смазки, предотвращая схватывание трущихся поверхностей и таким образом значительно снижая либо исключая полностью адгезионный износ. В научной литературе многими авторами отмечается положительное влияние чугунных фрикционных клиньев на стабильную работу узла гашения колебаний. Во время движения грузовых вагонов, особенно в порожнем состоянии, клинья не вызывают схватывания и как следствие зависание их кузовов, в широком диапазоне скоростей. [73]. Однако, несмотря на более предпочтительное и успешное применение фрикционных клиньев из серых чугунов наряду с повышением качества самого чугуна, износостойкость фрикционных клиньев из серого чугуна остается все еще недостаточной для гарантированного ресурса фрикционного клина узла гашения колебаний, равного 210 тыс. км пробега несмотря на замену чугуна марки СЧ25 на СЧ35. Для улучшения рабочих характеристик фрикционных клиньев, производимых из серого чугуна СЧ25, в части увеличения ресурса их работы, был разработан режим термической обработки, а именно закалка и отпуск с целью повышения прочностных свойств материала, однако, при условии обязательного сохранения графитных включений в чугунной матрице [24, 62]. Также перспективным вариантом повышения ресурса работы чугунных фрикционных клиньев является их изготовление из легированных чугунов, например, из хромоникелевого или никель-молибденового чугуна [17, 21, 42, 73, 74]. Однако применение легированного чугуна не является предпочтительным с экономической точки зрения, так как фрикционные клинья из него будут существенно дороже стальных. Усиление легирования чугуна не только не исключает, но и делает обязательной термическую обработку. Эта процедура необходима для улучшения эксплуатационных свойств легированных чугунов, что, в свою очередь, увеличивает себестоимость изготовления фрикционных клиньев из данного материала. Наряду с традиционными серыми чугунами марки СЧ (с пластинчатым графитом), на практике также применяются фрикционные клинья из серых высокопрочных чугунов ВЧ, содержащих глобулярный графит [59, 62, 76–86]. Клинья из ВЧ

демонстрируют превосходство по прочности и износостойкости в сравнении с изделиями из СЧ. При этом клинья из высокопрочного чугуна также подвергаются термической обработке [62 – 67]. По результатам эксплуатационных испытаний, ресурс термоупрочненных фрикционных клиньев может достигать пробега более 500 тыс. км. При этом фрикционные клинья из высокопрочного чугуна имеют серьезные недостатки, главным из которых является их крайне высокая стоимость, обусловленная и усугубляемая сложностью технологии выплавки высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, имеющего необходимые показатели качества, а также необходимостью применения сложных технологий термической обработки (например, изотермической закалки на структуру бейнита металлической матрицы) высокопрочного чугуна. При этом также необходимо отметить, что использование чугунных фрикционных клиньев не позволяет снизить материалоемкость, а, следовательно, и вес конструкции фрикционного клина.

Аналогичные проблемы в части получения конструкции и материалов фрикционных клиньев тележек грузовых вагонов, сформулированы и в зарубежной литературе (США, Германия, Франция, Канада, Китай, Япония и т.д.), посвященной материаловедению в вагоностроении [80 – 85].

Проведенный анализ материалов для изготовления фрикционных клиньев показал, что в настоящее время как в отечественной (РФ, РБ), так и в зарубежной индустрии (США, ФРГ, Франция, Китай, Япония и т.д.) используются как низкоуглеродистые стали типа 20Л, 20ГЛ, 35Л, 30ГЛ или их аналоги, так и серые чугуны типа СЧ25, СЧ35, ВЧ60, ВЧ70 или их аналоги. Оценки ресурса работы как фрикционных клиньев из этих материалов, так и сопряженных с этими клиньями элементов тележки вагона по данным литературных источников, отличаются противоречивостью и несогласованностью – определить по результатам анализа как отечественных, так и зарубежных публикаций однозначно предпочтительный материал представляется затруднительным, так как на параметр ресурса работы фрикционных поверхностей как самих клиньев, так и элементов тележки вагона влияет значительное количество факторов, начиная от особенностей материала фрикцион-

ного клина и заканчивая температурно-влажностными параметрами ресурсных испытаний. Но, несмотря на это, многие исследователи в России и за рубежом сходятся во мнении, что ресурс работы фрикционных поверхностей как самого фрикционного клина, так и элементов тележки, будет определяться соотношением показателей твердости этих поверхностей, а также такими факторами, как наличие смазки на трущихся поверхностях и абсолютные показатели твердости фрикционных поверхностей [86 – 92]. При этом, по мнению большинства исследователей, в силу того, что по сравнению с чугунами, стали все-таки обладают более высоким комплексом параметров и технологических характеристик, они являются более предпочтительным материалом для изготовления фрикционных клиньев [53–63] по ряду причин, основные из которых: высокая технологичность литья, относительная простота термической обработки по сравнению с чугунами, высокие показатели пластичности, ударной вязкости, усталостной прочности и т.д.

Совершенствование любой конструкции традиционно определяется ее упрощением с целью повышения технологичности производства, замены материала, снижением материалоемкости. В ходе проведения работ по созданию и проектированию новой конструкции фрикционного клина узла гашения колебаний тележек грузовых вагонов, разработаны новые конструкции фрикционного клина и узла сочленения грузового вагона, получены патенты на полезную модель, разработаны чертежи и технические задания на опытно-конструкторскую работу [74, 75]. За счет оптимизации конструктивных параметров фрикционного клина, проведенной в настоящей работе, значения контактной площади рабочей поверхности вертикальной стенки были увеличены на 8 % по сравнению с аналогами [74]. Это позволило повысить ресурс работы и надежность разработанной конструкции фрикционного клина при одновременном снижении материалоемкости разработанной конструкции фрикционного клина на величину порядка 40%. В качестве используемого для новой конструкции фрикционного клина выбрана среднеуглеродистая кремнистая сталь 50СЛ, которая обладает высокими показателями прочности и износостойкости. Кроме того, в зависимости от условий термообработки данной стали возможно варьирование ее структурно-фазовым состоянием, а, следовательно, и комплексом свойств, в широких пределах.

1.2 Современные технологии производства деталей железнодорожных вагонов в России и за рубежом

Типовая конструкция фрикционного клина узла гашения колебаний трехэлементной тележки грузовых вагонов (рисунок 1.2) представляет собой стальную или чугунную отливку коробчатой формы. Три стенки образуют рабочий контур поверхностей, которые обеспечивают работу клина: вертикальная, наклонная и нижняя стенки [71, 72].

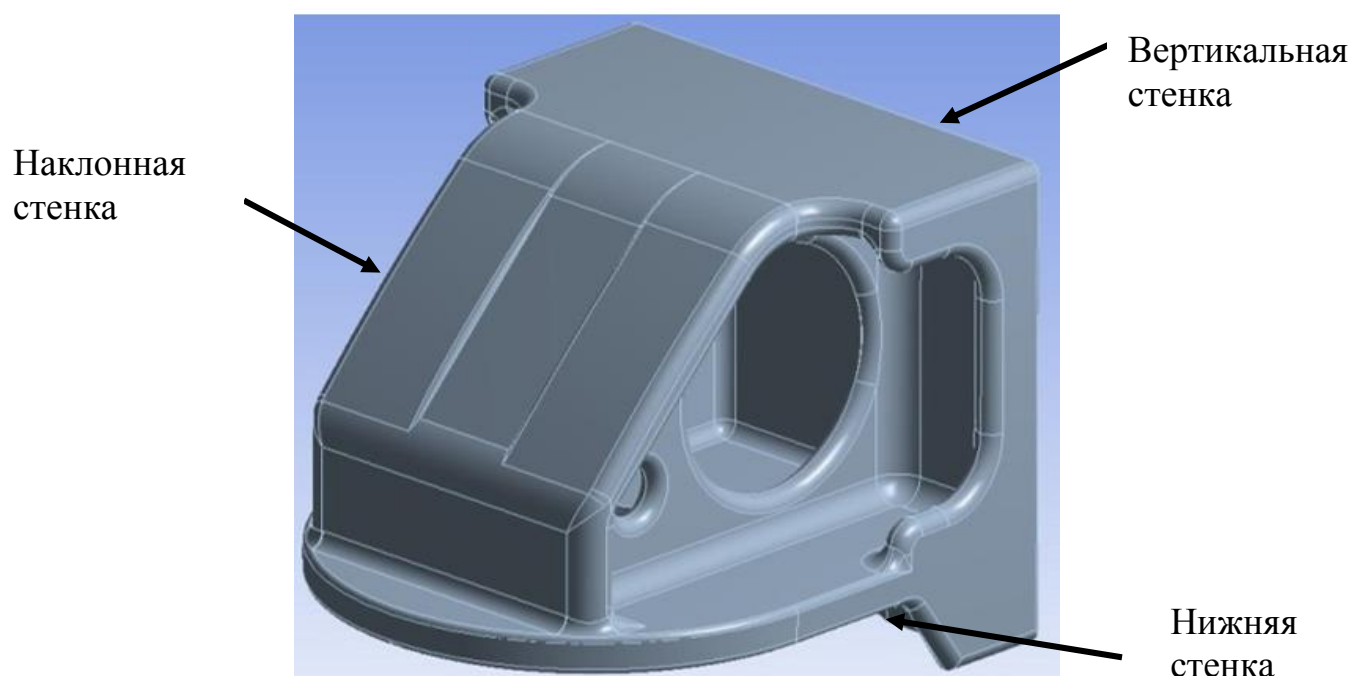


Рисунок 1.2 - Фрикционный клин узла гашения колебаний

Фрикционный клин представляет собой критически важный элемент демпфирующего узла трехэлементных тележек грузовых вагонов. Изготавливаемый методом литья из стали или чугуна, он имеет характерную коробчатую форму, геометрия которой оптимизирована для гашения вертикальных колебаний кузова вагона за счет сил трения.

Конструктивные особенности:

1. Рабочие поверхности:

- Вертикальная стенка: Формирует основную фрикционную пару, контактируя с износостойкой планкой, закрепленной на стойке боковой рамы тележки. Именно на этом интерфейсе генерируется основная сила трения, гасящая колебания. В нижней зоне часто имеет конструктивный элемент (например, охватывающую юбку), предотвращающий неконтролируемое горизонтальное смещение относительно внешней опорной пружины рессорного комплекта.

- Наклонная стенка: Своей внешней поверхностью взаимодействует с ответной наклонной плоскостью гнезда надрессорной балки. Через эту поверхность передаются динамические нагрузки, возникающие в процессе движения. Угол ее наклона (обычно в диапазоне $150\text{--}178^\circ$) совместно с горизонтальным и вертикальным сегментами обеспечивает правильное пространственное положение клина относительно других элементов.

- Нижняя стенка (основание): Непосредственно опирается на подклиновую (спиральную) пружину рессорного комплекта. Часто снабжена кольцевым выступом или иным ограничителем, фиксирующим положение относительно внутренней пружины и препятствующим горизонтальному сдвигу.

2. Элементы стабилизации и жесткости:

- Боковые стенки: Соединяют основные рабочие поверхности, придавая коробчатой конструкции необходимую пространственную жесткость. Обычно содержат окна (отверстия), служащие для снижения массы изделия и повышения технологичности литья. Их внутренние кромки часто выступают в роли направляющих, ограничивающих поперечное смещение клина относительно элементов боковой рамы.

- Ребра жесткости: Могут присутствовать внутри корпуса (например, центральное ребро, разделяющее клин на секции) или на боковых стенках, существенно увеличивая прочность и сопротивляемость деформациям при высоких нагрузках.

Принцип функционирования:

Работа фрикционного клина основана на преобразовании кинетической энергии колебаний в тепловую за счет трения. При наезде вагона на неровность пути:

1. Рессорный комплект сжимается.
2. Сжатие пружин вызывает перемещение надрессорной балки вниз относительно боковой рамы.
3. Это движение через наклонные поверхности надрессорной балки и клина вынуждает последний смещаться горизонтально.
4. Горизонтальное смещение клина приводит к его сильному прижатию вертикальной стенкой к фрикционной планке на стойке боковой рамы.
5. Возникающая значительная сила трения между вертикальной поверхностью клина и фрикционной планкой эффективно гасит колебательную энергию надрессорной балки и кузова вагона.
6. После прохождения неровности пружины разжимаются, возвращая клин в исходное положение, готовое к следующему циклу демпфирования.

Таким образом, фрикционный клин, благодаря своей специфической форме, материалу и взаимодействию с соседними элементами тележки, обеспечивает плавность хода грузового вагона и защиту перевозимого груза от чрезмерных динамических нагрузок [71, 72, 74]. Именно благодаря наличию «окон» на боковых и внутренней вертикальных стенках материалоемкость фрикционного клина удалось снизить на величину порядка 40%, что при условии применения среднеуглеродистых низколегированных сталей типа 50 СЛ [70] позволяет не только существенно экономить материальные, энергетические и трудовые ресурсы при производстве фрикционных клиньев, но и повысить ресурс работы за счет повышения прочности и износостойкости, а также снижения неподрессоренных масс в узле рессорного подвешивания тележек грузовых вагонов [72, 74, 75].

В настоящее время, на промышленных предприятиях Российской Федерации серийно изготавливаются:

- стальные фрикционные клинья, применяемые при строительстве новых грузовых вагонов на вагоностроительных заводах;
- фрикционные клинья из серого перлитного чугуна марок СЧ25, СЧ 35, применяемые при ремонтах грузовых вагонов на вагоноремонтных предприятиях.

Клинья, изготавливаемые из высокопрочного чугуна, прошедшего изотермическую закалку, в настоящее время имеют крайне ограниченное применение в силу своей значительной стоимости, которая в разы превышает стоимость стальных клиньев и клиньев из серого чугуна с пластинчатым графитом.

В текущее время интерес исследователей смещается в сторону применения в конструкции железнодорожных вагонов средне- и высокоуглеродистых сталей, в том числе микролегированных и модифицированных бором, серой, фосфором, медью, редкоземельными металлами (РЗМ) и т.п. Наряду с повышением содержания углерода в сталях, применяемых для изготовления элементов железнодорожных вагонов, делается особенный акцент на применение цифровых технологий моделирования жизненного цикла деталей железнодорожных вагонов с целью оптимизации их конструктивных параметров и выбора материала, в наибольшей степени отвечающего высоким требованиям конструктивной прочности, износостойкости и надежности [9 – 21].

Так, в работах [10 – 12, 14, 16, 21] показывается, что микролегирование сталей РЗМ, ниобием, молибденом, бором и др. повышает показатели твердости, прочности, ударной вязкости за счет повышения температур начала и конца мартенситного превращения, а также увеличения степени полноты его протекания. Кроме того, в работах [9, 11, 19, 20, 89–92], помимо вопросов микролегирования и модифицирования сталей и сплавов проведены исследования по оптимизации технологических параметров термической обработки с целью получения максимально возможной комбинации твердости и ударной вязкости, так как высокие показатели твердости положительно коррелируют с износостойкостью, а высокие значения ударной вязкости также положительно совпадают с высокими значениями усталостной стойкости при знакопеременных и динамических нагрузках. При этом, основные предпочтения отдаются технологиям изготовления деталей железнодорожных вагонов методами литья, как обладающим минимальными стоимостью, ресурсо- и трудозатратами на производство. В качестве термической обработки предлагается замена многостадийной термической обработки, состоящей из опера-

ций высокотемпературного отжига, закалки с последующим отпуском, на совмещенную с нагревом под закалку операцию высокотемпературного отжига. Такой совмещенный процесс по словам авторов работ [12, 16–17] позволяет значительно (в 1,5–3 раза) экономить энергетические и материальные ресурсы за счет сокращения времени нагрева и высокотемпературной выдержки, а также снизить износ термического оборудования. И, как следствие, снизить себестоимость изготовления деталей грузовых железнодорожных вагонов.

Вне зависимости от выбранного для изготовления фрикционного клина материала (чугун с пластинчатым либо с шаровидным графитом, сталь), наблюдается тренд к получению бейнитного структурно-фазового состояния, как в металлической матрице чугунов, так и в стальных фрикционных клиньях, либо к получению структуры отпущенного мартенсита, что технологически проще и, соответственно, дешевле.

Процесс получения качественной отливки для изготовления деталей железнодорожной техники складывается из двух основных технологических комплексов: получение качественного расплава и приготовления литейной формы. С учетом того, что изготовление фрикционных клиньев экономически оправдано и с точки зрения технологической простоты возможно только методами литья, преобладающим методом получения отливок фрикционного клина на данное время является литье в разовые песчано-глинистые (ПГС) формы либо в формы из холоднотвердеющих смесей (ХТС). Одним из перспективных способов производства отливок фрикционного клина является способ литья по газифицируемым моделям (ЛГМ). Данные способы литья хорошо механизуются и автоматизируются, что позволяет обеспечивать высокое качество отливок и выход годного литья на уровне 95–98 %. В последние годы, при поддержке государства, под выпуск ответственного железнодорожного литья, модернизируются существующие и создаются новые литейные производства. Особенную актуальность проблема повышения объема производства литых деталей железнодорожных вагонов приобрела в связи с наложением санкций на Российскую Федерацию в 2022 году. Так как порядка 40%

от необходимого объема вагонного литья страна импортировала из Украины, Чехии, Германии и других стран Евросоюза. Следует отметить, что большая часть поставленного и введенного в эксплуатацию за последние пять лет импортного формовочного и стержневого оборудования предназначено в основном для производства железнодорожных отливок.

Местоположение России позволяет ей стать глобальным соединительным мостом между Европой и быстро развивающимся Китаем. Это экономически обоснованное и высокоэффективное направление развития российской экономики. Значение железнодорожного транспорта, как важнейшего фактора конкурентоспособности экономики трудно переоценить уже в настоящее время и тем более – в будущем. Скоростные и дешёвые транспортные железнодорожные перевозки (Север – Юг, Запад – Восток) очень выгодны для России. Исходя из этого есть стратегические предпосылки модернизации экономики России на базе развития и повышения конкурентоспособности (на основе инновационных технологий и оборудования) российского тяжелого машиностроения, включая железнодорожное.

В России наиболее известными производителями крупного вагонного литья являются: АО «НПК «Уралвагонзавод», АО «Алтайвагон», ООО «Промтрактор-Промлит», ООО «ВКМ-Сталь», АО «ПО «Бежицкая сталь», АО «Балаково-Центролит», ежегодный объем выпуска которых на 2021 г, по данным [93] составляет около 470 тыс. боковых рам и надрессорных балок. Для реализации стратегических задач Российской Федерации и развития ОАО «РЖД» нужны новые грузовые вагоны с крупным литьем на базе отливок высшего качества, полученных по инновационным технологиям. Эти вопросы уже успешно реализуются по V-процессу на АО «Тихвинском вагоностроительном заводе» (АО «ТВСЗ»), ООО «Промтрактор-Промлит» (г.Чебоксары), ООО «ВКМ-Сталь» (г. Саранск).

Таким образом, инновационные литейные технологии, такие как процесс Сейатцу и Вакуум-процесс все активнее доминируют при модернизации производства отливок железнодорожного назначения в России. Особо следует подчеркнуть, что эта тенденция наблюдается и в Китае. Такие заводы, как ООО «Промтрактор-Промлит» (Россия) и «Тианруи» (Китай), производящие литье железнодорожного

назначения по вакуум-процессу, уже давно имеют действующие сертификаты американских железных дорог на право поставок в США и активно поставляют отливки в США. При этом, учитывая стратегическое значение железных дорог для экономики США, отливки для железнодорожных вагонов не вошли в список подсанкционных товаров и продолжают активно поставляться на американский рынок в настоящее время. В работах [18–20] дается оценка развитию производства отливок для грузовых вагонов в России и США. Отражены примеры успешных реализованных проектов на базе технологии вакуум-пленочной формовки в России и первый опыт освоения аналогичных отливок по этой же технологии в США. Представлены нюансы и основные преимущества данной технологии для данной и других групп отливок. Химический состав сталей, используемых для изготовления литых фрикционных клиньев, применяемых в настоящее время в РФ и в США, представлен в таблице 1.1.

Микроструктура материала фрикционных клиньев преимущественно феррито-перлитного типа. Содержание перлита в ней невелико, что коррелирует с ограниченной концентрацией углерода в используемой стали. Требования к твердости клиньев в действующей нормативно-технической документации отсутствуют; фактически этот показатель обычно варьируется в пределах 140–160 единиц по Бринеллю (НВ).

Таблица 1.1 - Химические свойства низкоуглеродистых сталей, используемых для производства фрикционных клиньев в текущее время на территории РФ

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Ti	Al
			не более							
20ГЛ ОСТ 32.183-2001										
0,17-0,25	1,10-1,40	0,3-0,5	0,04	0,04	0,3	0,3	0,6	-	-	0,02-0,06*
20ГФЛ ОСТ 32.183-2001										
0,17-0,25	0,9-1,40	0,3-0,5	0,04	0,04	0,3	0,3	0,6	0,07-0,13	-	0,02-0,06*
20ГТЛ ОСТ 32.183-2001										
0,17-0,25	1,0-1,30	0,3-0,5	0,04	0,04	0,3	0,3	0,6	-	0,01-0,03	0,02-0,06*
20ФЛ ГОСТ 977-88										
0,14-0,25	0,7-1,2	0,2-0,52	0,05	0,05	0,3	0,3	0,3	0,06-0,12	-	-

*- рекомендуемые значения

Таким образом, исходя из данных таблицы 1.1, можно утверждать, что клинья, произведенные из низкоуглеродистых низколегированных стальных сплавов, демонстрируют неспособность обеспечить для значительной части современных вагонов регламентированный ресурс пробега, составляющий 210 тысяч километров. Ключевой проблемой, как многократно указывалось в научных источниках [2–6, 8], является режим фрикционного контакта «сталь–сталь». Он реализуется при взаимодействии клина из низкоуглеродистой стали с наклонной плоскостью надрессорной балки, изготовленной из аналогичной по мягкости стали марки 20ГЛ. Данный контакт инициирует интенсивный комбинированный адгезионно-абразивный износ. Следствием этого процесса становятся задиры и явление схватывания на трущихся поверхностях. Это провоцирует заклинивание (зависание) вагонного кузова с его последующим резким самопроизвольным опусканием. Возникающий при срыве удар кузова о пружинные комплекты, боковые рамы, надрессорные балки и прочие элементы тележечного узла влечет за собой их досрочный выход из строя. Отказы проявляются в виде сколов, изломов, замятий и иных видов деформационного разрушения. Более подробно механические свойства используемых материалов для изготовления железнодорожных литых деталей приведены в таблице 1.2.

Однако, постепенно все же идет процесс замены в железнодорожном литье низкоуглеродистых низколегированных сталей на среднеуглеродистые стали в термообработанном состоянии. Причем несомненными лидерами в данном процессе выступают страны Азиатско-тихоокеанского региона – Япония и Китай. Использование среднеуглеродистых сталей в термообработанном состоянии для деталей железнодорожного транспорта в данных странах обусловлено прежде всего тем, что для повышения пропускной способности железных дорог, в Японии, Китае и Европейском союзе к 2023 году достигнуты скорости движения составов: до 350 км/ч – для пассажирских и до 160 км/ч – для грузовых. В то время как скорость движения составов на территории РФ и США не превышает 250 км/ч для пассажирских составов и 120 км/ч для грузовых.

Таблица 1.2 - Механические свойства низкоуглеродистых сталей, используемых для производства железнодорожных литых деталей в текущее время

Нормативный документ	Марка стали	Состояние поставки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	KCU ₊₂₀ , Дж/см ²	KCU ₋₆₀ , Дж/см ²	KCV ₋₆₀ , Дж/см ²
			не менее						
ОСТ 32.183-2001	20ГЛ 20ГФЛ 20ГТЛ	Нормализация 920-950 °С	294 - 343	490	20	30	49	24,5	16,7
		Нормализация 920-950 °С	343	510	18	25	49	24,5	16,7
	20ХГФНТЛ	Нормализация 920-950 °С	373	540	20	35	54	29	19,6
ГОСТ 32400	20ГЛ, 20ГФЛ, 20ГТЛ	Нормализация 920-950 °С	343	510	18	30	-	-	20

На протяжении последних десятилетий активно велись работы по модернизации стальных и чугунных фрикционных клиньев. Целью являлось улучшение их служебных характеристик и эксплуатационных качеств. Основные направления включали внедрение методов поверхностного и комбинированного объемно-поверхностного упрочнения, а также разработку и внедрение новых материалов. Для повышения износостойкости и упрочнения поверхностного слоя использовались следующие технологии: электроэрозионное легирование, наплавка электродуговая и газо-плазменная, поверхностная и объемно-поверхностная термообработка с применением токов высокой частоты (ТВЧ). Хотя опытные партии таких клиньев успешно прошли стендовые и натурные испытания, их серийное внедрение не состоялось. Ключевыми препятствиями стали: существенное удорожание производства, ускоренный износ контактирующих с клином поверхностей, недостаточная производительность и сложность (низкая технологичность) самих упрочняющих процессов.

В поисках решения для увеличения межремонтного пробега тележек грузовых вагонов специалистами АО «Уралвагонзавод» (конец XX века) были предложены стальные клинья из сплавов 110Г13Л, 120ГФЛ и 32Х06Л. Однако испытания выявили существенные проблемы. Отливки из аустенитной стали 110Г13Л отличались высоким процентом брака (литейные дефекты), что приводило к низкому вы-

ходу годных изделий. Клинья же из сталей 120ГФЛ и 32Х06Л требовали проведения сложной многооперационной термообработки [2, 17, 22], что усложняло и удорожало их изготовление. Получение структуры бейнита сопряжено с рядом технологических трудностей, главной из которых является необходимость изотермической заковки при температурах 200–450 °С с длительными (до 10–12 ч) выдержками при этих температурах. Это в свою очередь, требует наличия соляных печей для обеспечения необходимых скоростей охлаждения до температуры изотермической выдержки. При этом соляные печи признаны вредными для экологии и здоровья человека. Применение других способов охлаждения также либо признано неэкологичным (например, изотермическая заковка в расплавах легкоплавких сплавов на основе свинца либо висмута), либо взрыво- и пожароопасным – в случае применения специальных закалочных масел, так при температурах выше 160–180 °С наблюдается значительное образование паров масел, что требует дорогостоящих мероприятий по их безопасному отведению и последующему осаждению. Таким образом, наиболее предпочтительной структурой в литых деталях железнодорожного транспорта признается структура отпускаемого мартенсита, которую технологически проще получить, так как достаточно операций заковки с последующим отпуском для формирования требуемых свойств. Применение сталей бейнитного класса для производства деталей железнодорожного транспорта по признанию многих исследователей [11–23], нецелесообразно в силу того, что подавляющая часть из широкой номенклатуры деталей производится при помощи литья. И получение бейнитной структуры в отливках, изготовленных из сталей бейнитного класса сопряжено с влиянием таких факторов, как величина зерна, исходное структурно-фазовое состояние, наличие ликвации легирующих элементов по сечению отливки и т.п., которые полностью контролировать при производстве отливок технологически затруднительно и экономически затратно.

Научные изыскания по использованию перлитного серого чугуна в производстве фрикционных клиньев ведутся с 1980-х годов. Начальные натурные испытания изделий из марки СЧ20 продемонстрировали 2.5-кратное снижение интенсивности износа наклонных плоскостей надрессорных балок и фрикционных планок

тележечного узла. Однако при сопоставлении со стальными аналогами выявлена обратная тенденция: износ вертикальных зон чугунных клиньев возрастает более чем в пять раз, а наклонных участков – свыше чем в три раза. При этом вагоны, оснащенные клиньями СЧ20, характеризуются резким уменьшением износа фрикционных планок и надрессорных балок. Контактная зона планок приобретает гладкую, приработанную структуру, а неровности на балках оперативно нивелируются в ходе эксплуатации [66, 67, 76, 86–87].

Комбинация этих факторов, а также необходимость достижения механико-эксплуатационных характеристик, сопоставимых со стальными изделиями при равной экономической эффективности, обусловили переход на чугуны повышенных марок. Современные нормативы рекомендуют изготовление клиньев из СЧ25, СЧ30 или СЧ35 вместо СЧ20 [1]. Производство таких изделий регламентировано ГОСТ 34503-2018 «Межгосударственный стандарт. Клинья фрикционные тележек грузовых вагонов. Общие технические условия». Действующие нормативные документы [1, 94] устанавливают комплекс требований к качеству, включая: основные параметры и размеры, технические требования, правила приемки, методы контроля, указания по эксплуатации и гарантии изготовителя. В таблицах 1.3 и 1.4 представлены химический состав и механические свойства, эксплуатируемых в настоящее время чугунных клиньев.

Таблица 1.3 - Химический состав чугуна, используемого для изготовления фрикционных клиньев [1, 94]

Марка чугуна	Массовая доля элементов, %							
	Углерод	Кремний	Марганец	Фосфор	Сера	Хром	Никель	Медь
				не более				
<i>СЧ25</i>	3,2-3,4	1,4-2,2	0,7-1,0	0,2	0,15	0,4	0,4	0,4
<i>СЧ30</i>	3,0-3,2	1,3-1,9	0,7-1,0	0,2	0,12	0,4	0,4	0,4
<i>СЧ 35</i>	2,9-3,0	1,2-1,5	0,7-1,0	0,2	0,12	0,4	0,4	0,4

Таблица 1.4 - Механические свойства материала чугуновых фрикционных клиньев

Марка чугуна	Временное сопротивление при растяжении, МПа (кгс/мм ²), не менее	Твердость по Бринеллю, НВ	
		не менее	не более
СЧ25	250 (25)	197	260
СЧ30	300 (30)	197	260
СЧ 35	350 (35)	220	275
Примечание – Допускается превышение минимального значения временного сопротивления при растяжении не более, чем на 100 МПа (10 кгс/мм ²)			

По причине того, что фрикционные клинья из серого чугуна имеют равнозначную либо ненамного сниженную твердость (156...290 НВ) в сравнении с клиньями из низкоуглеродистых, в том числе и низкоуглеродистых низколегированных сталей (196...334 НВ) [95], а содержащийся в чугуне графит при трении о сопряженные стальные контрповерхности выполняет роль твердой смазки, значительно снижающей либо полностью предотвращающей вероятность появления очагов схватывания, это значительно (не менее, чем в два раза) уменьшает износ наклонных поверхностей надрессорных балок (являющихся сопряженными контрповерхностями фрикционных клиньев).

В 2005 г. фрикционные клинья от ОАО «Балаковский завод запасных деталей» были успешно апробированы, продемонстрировав отличные эксплуатационные характеристики. Данные изделия опытной серии отливались из чугуна с добавлением хрома и никеля ("нирезист") согласно специально созданным для данного проекта техническим условиям. Тем не менее, интеграция этих клиньев в производство была признана экономически нецелесообразной. Основными сдерживающими факторами стали существенное удорожание продукции и необходимость проведения сложного термообрабатывающего цикла. Эта обработка была критически важна для достижения требуемого структурно-фазового состояния (троостит-мартенсит) и, как следствие, обеспечения заданных рабочих свойств [1, 17, 96]. Несмотря на то, что повышение прочностных, эксплуатационных свойств и износостойкости серых чугунов имеет высокие перспективы, при этом необходимо учитывать, что повышение твердости стенок чугуновых фрикционных клиньев приводит к значительному повышению износа контрповерхностей надрессорной балки,

что, в свою очередь, нивелирует эффект от применения чугунных клиньев после их термической обработки, так как наиболее часто получаемые при термообработке структуры – это тросто-мартенсит с твердостью порядка 400 – 450 НВ и выше. В случае же применения специализированных режимов термической обработки, каковым, в частности, является изотермическая закалка для получения бейнитных структур, то это требует высокой квалификации персонала термических цехов, а также наличия серьезно оснащенных термических цехов. И, помимо этого, применение сложной термической обработки, которой является изотермическая закалка, приводит к значительному росту стоимости фрикционных клиньев, что не оправдывается ростом их ресурса работы – то есть, получение экономического эффекта от внедрения чугунных клиньев, термообработанных на структуру бейнита при помощи изотермической закалки зачастую невозможно. То есть, технология такой закалки требует серьезного оборудования и в сложившихся экономических условиях в РФ внедрение технологии изотермической закалки фрикционных клиньев из высокопрочного чугуна на многих предприятиях признана нерентабельной [2, 66, 67, 97]

Требования к химическому составу высокопрочного чугуна (таблица 1.5), а также его механическим свойствам в литом (таблица 1.6) и закаленном (таблица 1.7) состоянии устанавливаются ТУ 3183-163-01124323-2003 «Клин фрикционный из высокопрочного чугуна для тележек грузовых вагонов», разработанными АО «ВНИИЖТ». В литом виде чугун, соответствующий данным таблицы 1.5, характеризуется перлитной структурой. После закалки его металлическая основа приобретает бейнитную структуру с включениями шаровидного графита. Стандарт разрешает наличие до 2% остаточного аустенита [98].

Таблица 1.5 - Химический состав высокопрочного чугуна, используемого для изготовления фрикционных клиньев из высокопрочного чугуна [98]

Массовая доля элементов, % (железо – остальное)								
углерод	кремний	марганец	медь	магний	фосфор	сера	хром	никель
					не более			
3,2-3,7	1,9-2,9	0,3-0,7	0,7-1,0	0,04-0,08	0,07	0,02	0,15	0,30

Таблица 1.6 - Механические свойства фрикционного клина из высокопрочного чугуна в литом состоянии [98]

Вид образца	Временное сопротивление при растяжении, МПа, (кгс/мм ²)	Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа, (кгс/мм ²)	Относительное удлинение, δ , %	Твердость по Бринеллю, НВ, ГПа
Ø 10 мм 1 расч.=50 мм	не менее			180 – 302
	500 (50)	320 (32)	2	

Таблица 1.7 - Механические свойства металла фрикционного клина из высокопрочного чугуна после термической обработки [98]

Вид образцов	Твердость по Бринеллю, НВ, ГПа	Временное сопротивление при растяжении, МПа, (кгс/мм ²)	Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа, (кгс/мм ²)	Относительное удлинение, δ , %	Ударная вязкость, КС, КДж/м ²
		не менее			
Ø 10 мм 1 расч.=50 мм	388-444	1200	850	1	300

Несмотря на то, что фрикционные клинья из серых либо высокопрочных чугунов после изотермической обработки имеют сопоставимые, либо даже превосходящие по сравнению со стальными клиньями характеристики, они в настоящее время практически не востребованы по причине значительной дороговизны (как правило, они в 4 – 6 раз дороже стальных клиньев при сопоставимых эксплуатационных характеристиках). С другой стороны, чугунные клинья с бейнитной металлической матрицей практически не производятся по причине технологических ограничений, которые в свою очередь обусловлены следующими факторами:

1) сложность металлургических операций, вызванная необходимостью введения в расплав чугуна значительных количеств меди на уровне 0,7 – 1,0 масс. %, что является одной из серьезных проблем, учитывая низкую (до 0,5 масс. % Cu) растворимость меди в железоуглеродистых сплавах;

2) технология изотермической закалки высокопрочных чугунов для получения бейнитной структуры металлической матрицы, требует очень точного соблю-

дения всех металлургических операций получения отливки с гарантированным химическим составом и, что очень немаловажно – гарантированным структурно-фазовым состоянием отливки, включая форму, размер, плотность и распределение графитных включений, а также сегрегацию легирующих элементов и примесей по объему отливки; исходя из этих требований, а также учитывая саму технологическую сложность изотермической закалки – очевидно, что в целом получение отливок из высокопрочных чугунов с шаровидным графитом и бейнитной матрицей, является крайне сложным технологически и от этого очень дорогостоящим производством. Совокупность этих требований делает производство отливок из высокопрочного чугуна с бейнитной матрицей чрезвычайно технологически сложным и, как следствие, дорогостоящим. Указанные факторы обуславливают увеличение стоимости готовых клиньев на 30–60% по сравнению с изделиями из серого чугуна, при этом их износостойкость увеличивается всего на 15 – 20%. Поэтому, учитывая опыт США и КНР (как признанных мировых лидеров в области развития характеристик грузопассажирских перевозок железнодорожным транспортом в части скорости и объемов грузоперевозок), приходим к выводу, что в настоящее время с точки зрения технологичности и экономической целесообразности, исходя из стоимости эксплуатации брутто-километра пробега вагонов, наилучшей альтернативой являются стальные фрикционные клинья с высокими служебными свойствами, изготовленные, как правило, из углеродистых легированных сталей с содержанием углерода на уровне 0,35 – 0,55 масс. % и общим содержанием легирующих элементов на уровне 3 – 5 масс. %, включая содержание углерода.

В связи с высокой сложностью геометрических параметров фрикционных клиньев, а также учитывая, что фрикционные клинья – это пустотелые детали, масса которых должна быть минимальной, получение требуемой геометрии возможно и экономически целесообразно только методами литья. При этом, независимо от способа получения геометрии деталей, важнейшей операцией получения заданных свойств стальных и чугунных изделий является последующая термообработка.

Термообработка чугунных клиньев сопряжена со значительными трудностями из-за высокого содержания углерода в чугуне, а также наличием значительного количества выделений свободного углерода в чугунах, представляющих графитные включения в металлической матрице. По типу металлической матрицы предпочтение отдается чугунам с перлитной металлической матрицей, так как ферритная матрица имеет практически нулевую закаливаемость. При термической обработке чугунных фрикционных клиньев применяют как правило технологии объемной изотермической закалки в расплавах солей [29, 31, 44]. В силу того, что термообработка с использованием расплавов солей не экологична и опасна, ее использование в промышленности ограничивают.

Современные разработки в производстве стальных фрикционных клиньев ориентированы на формирование бейнитной микроструктуры. Этого достигают преимущественно комбинированным повышением содержания углерода и введением легирующих добавок. Однако легирование сталей для клиньев (используемых в литом или нормализованном виде) экономически неоправданно. При введении легирующих элементов в пределах 3% достигается лишь умеренный рост твердости (10-15%), что дает сопоставимое увеличение износостойкости. При этом добавление марганца (Mn), кремния (Si), хрома (Cr) или ванадия (V) существенно увеличивает себестоимость продукции [2, 17, 28–44, 76–86].

Технологически более перспективны стали бейнитного класса, формирующие целевую структуру при охлаждении на воздухе или в водной среде. Применение масляных закалочных сред ограничено из-за:

- низких экологических показателей;
- потенциальной пожароопасности большинства промышленных масел.

Среди технологий термической обработки стальных фрикционных клиньев наибольшее распространение получили технологии объемной либо местной закалки. Учитывая, что получение структуры бейнита на стали проще, чем в металлической матрице чугуна и в отличие от чугуна не требует сложных и дорогостоящих операций изотермической закалки, то использование сталей для изготовления

фрикционных клиньев в настоящее время будет более предпочтительным, чем использование чугунов, что также демонстрируется опытом производства фрикционных клиньев в других странах – США, Японии, Китае, Странах Евросоюза. Для улучшения закаливаемости и прокаливаемости стальных клиньев рекомендуется повышать содержание углерода в стали до 0,30–0,40% и выше. Легирование проводят с суммарной долей элементов (Mn, Si, Cr, Ti, V) в пределах 2,5–3,0% [2, 17, 28 – 44].

При изготовлении литых деталей для железнодорожного транспорта используются самые разнообразные стали, среди которых наибольшее распространение начиная с 2012 г. получили марки 35ГЛ, 35Л, 45Л. К особенностям таких сталей можно отнести высокие показатели прочности и пластичности, именно благодаря этому выполненные из них детали прекрасно подходят для эксплуатации при высоких механических нагрузках.

Для производства литых деталей тележек грузовых вагонов применяют стали марок 20ГФЛ, 20ФЛ, 20ГТЛ, 20ГЛ, 20Л.

Стали марок 32Х06 и 30ГСЛ-Б применяют для изготовления корпусов фрикционных поглощающих аппаратов. Для производства деталей центрирующих приборов маятникового типа автосцепных устройств вагонов используют сталь марки 38ХС, центрирующие балочки и ударные розетки изготавливают из сталей 20Г1Ф, 20Г.

Повышение пробега грузовых вагонов со 160 до 210 тыс. км требует увеличения долговечности стальных фрикционных клиньев. Теоретически оптимальным методом могла бы стать поверхностная закалка индукционным нагревом исключительно вертикальной стенки клина до твердости 320-360 НВ. Однако практическая реализация данного подхода затруднена из-за низкого содержания углерода (0,15...0,25% С) в используемой для изготовления клиньев стали марки 20ГЛ, что ограничивает достижение требуемой поверхностной твердости. Для успешного осуществления поверхностной закалки клиньев необходимо отказаться от их отливки по остаточному принципу после заливки форм боковых рам и надрессорных балок. Вместо этого клинья следует отливать из стали, специально выплавляемой

отдельно с содержанием углерода на нижнем уровне диапазона 0,30...0,35%. Альтернативным перспективным направлением для улучшения эксплуатационных характеристик клиньев является применение стали марки 20ГФЛ с последующей термообработкой [2, 46–50, 96–98, 108–111]. Тем не менее, данное решение может носить временный характер в свете наблюдаемой тенденции к увеличению плотности грузопотока на железных дорогах, которое обеспечивается, в частности, за счет роста средней скорости движения поездов, что предъявляет еще более высокие требования к износостойкости элементов тележки. Относительно необходимости повышения средних скоростей движения железнодорожного транспорта много говорилось на прошедшем в июле 2023 г. Санкт-Петербургском экономическом форуме «ПМЭФ-2023». Поэтому, исходя из опыта таких стран как Япония и Китай, большее внимание следует сосредоточить на среднеуглеродистых малолегированных сталях, дающим возможность получения бейнитной структуры при термической обработке.

Таким образом, проведенные исследования публикаций в современной научно-технической литературе как в Российской Федерации, так и за рубежом, тренды в области выбора материалов для изготовления фрикционного клина узла гашения колебаний тележек грузовых вагонов смещаются в область применения для этих целей среднеуглеродистых малолегированных сталей с содержанием углерода на уровне 0,35–0,6 масс. % и общим содержанием легирующих элементов за исключением углерода не более 3 масс. %. При этом, учитывая крайне сложную с точки зрения геометрических параметров форму фрикционного клина, получение этой формы возможно только в результате литья. То есть в области разработки материалов для изготовления фрикционного клина узла гашения колебаний как в Российской Федерации, так и за рубежом ведутся исследования и разработки различных среднеуглеродистых низколегированных литейных сталей. В качестве основных легирующих элементов таких сталей выступают прежде всего кремний и марганец – их содержание в большинстве сталей, приведенных в литературных источниках, составляет на уровне 1–2 масс. % по каждому. Кроме кремния и марганца,

большинство сталей подвергаются дополнительному легированию такими элементами как хром, никель, ванадий, азот, медь, молибден, при том, что максимальное их содержание как правило не превышает 0,4 масс. % по каждому отдельно взятому элементу – так называемое «экономное легирование». Третья группа легирующих элементов – так называемые «микролегирующие элементы», к которым многие авторы относят такие элементы как бор, фосфор, азот, серу, ниобий, цирконий – максимальное содержание этих элементов регламентируется как правило на уровне 0,05 масс. %. При этом в некоторых публикациях явно, а в большинстве публикаций неявно указывается, что в итоге фрикционный клин после всех этапов изготовления должен иметь структурно-фазовое состояние, соответствующее нижнему бейниту либо смеси нижнего и верхнего бейнита. В некоторых случаях структурно-фазовое состояние авторы указывают как «троосто-мартенсит», однако судя по приводимым фотографиям микроструктуры и данным других авторов, структурно-фазовое состояние все же соответствует различным соотношениям бейнитных фаз либо состоянию отпущенного мартенсита [109–111].

Помимо микролегирования, в большинстве публикаций немаловажное внимание оказывается такому процессу как модифицирование – то есть обработка расплава различными легирующими элементами, которые при этом остаются в сплаве либо в следовых количествах, либо не остаются вовсе, при этом оказывая определенное влияние на структуру, а в некоторых случаях и на структурно-фазовое состояние как литых сталей, так и этих же сталей после последующей термообработки. В качестве примера можно рассмотреть опыт одного из крупнейших производителей литья, расположенного в Алтайском крае – Рубцовском филиале АО «Алтайвагон». На Рубцовском филиале АО «Алтайвагон» внедрена технология обработки жидкого металла аргоном в ковше, направленная на повышение его качества. Аргонная продувка обеспечивает получение металла с повышенной химической чистотой, эффективно удаляя окисные пленки, неметаллические включения и растворенные газы в шлак. Интенсивное перемешивание металла мелкими аргоновыми пузырьками предотвращает макроликвацию по всему объему.

После обработки аргоном расплав демонстрирует улучшенные литейные

свойства (повышенную жидкотекучесть), что дает возможность снизить температуру заливки в формы на 25–30 °С. Помимо этого, технология положительно сказывается на общем качестве отливок: сокращается доля брака и улучшаются механические характеристики металла.

Дополнительно освоена технология внепечной обработки с использованием трайб-аппаратов. Их применение позволяет выполнять модифицирование и микролегирование расплава высокоактивными добавками (алюминий, кальций, РЗМ, титан, ванадий). Эти модификаторы способствуют измельчению структуры стали, препятствуют образованию хрупкой фосфидной эвтектики и исключают появление неметаллических включений нежелательной формы, способных провоцировать межкристаллитное разрушение.

Внедрение данных технологий внепечной обработки позволило эффективно решать задачи повышения качества литых вагонных деталей, в частности, улучшения их механических свойств и снижения склонности к хладноломкости. В исследованиях [2–12] представлены методы применения новых материалов при выплавке и внепечной обработке сталей и чугунов для изготовления ответственных отливок. Авторами доказана результативность этих материалов для улучшения качества и эксплуатационных характеристик готовых изделий.

Таким образом, исходя из всех вышеперечисленных аспектов, в ходе работы было принято решение использовать для изготовления фрикционного клина литой стали 50, дополнительно легированной кремнием, с содержанием углерода на уровне 0,4–0,55 масс. %, кремния – на уровне 1,3–1,7 масс. %. То есть согласно сложившейся в РФ системе классификации сталей и сплавов, данный сплав соответствует литой стали марки 50СЛ. Однако, учитывая, что стали такой марки в нормативной документации РФ нет, возникает необходимость исследования влияния параметров термообработки на структурно-фазовое состояние и эксплуатационные характеристики этой стали, а также необходима разработка режимов термической обработки детали «клин фрикционный», обеспечивающих наилучший комплекс прочностных свойств и износостойкости.

1.3 Постановка цели и задачи работы

1. В ходе изучения технической литературы и научных публикаций исследованы условия работы фрикционного гасителя колебаний тележек грузовых вагонов и определены требования, предъявляемые к фрикционным клиньям, как основного элемента узла гашения колебаний.

2. В силу особенностей работы, фрикционные клинья подвергаются интенсивному абразивно-адгезионному износу и температурно-силовым воздействиям, что, как следствие, приводит к уменьшению межремонтного пробега вагона в целом. В процессе эксплуатации чаще всего наблюдается преждевременный износ наклонной и рабочей поверхности, обусловленные низкими показателями прочности, что в свою очередь может послужить причиной внеплановых отцепок вагона в ремонт.

3. Анализ нормативной и технической литературы показал, что для повышения нагрузочной способности и износостойкости фрикционного клина необходимо повышать степень легирования используемого материала – то есть переходить от используемой в настоящее время стали типа 20Л к сталям типа 35ГСЛ и т.п. При этом использование для изготовления фрикционного клина чугунов признается менее предпочтительным вариантом по сравнению со сталью. Кроме того, наибольшее предпочтение в литературе отдается легированным конструкционным сталям, термообработанным на структуру бейнита либо отпущенного мартенсита. Фрикционные клинья со структурой бейнита или отпущенного мартенсита имеют высокие показатели прочности, износостойкости и удовлетворительные показатели ударной вязкости.

4. Проведенные исследования публикаций в современной научно-технической литературе как в Российской Федерации, так и за рубежом, тренды в области выбора материалов для изготовления фрикционного клина узла гашения колебаний тележек грузовых вагонов смещаются в область применения для этих целей среднеуглеродистых малолегированных сталей с содержанием углерода на уровне 0,35–0,6 масс. % и общим содержанием легирующих элементов за исключением

углерода не более 3 масс. %. При этом, учитывая крайне сложную, с точки зрения геометрических параметров, форму фрикционного клина, получение этой формы возможно только в результате литья.

На основе вышеприведенных выводов сформулирована **цель диссертационного исследования**: разработка технологии термической обработки литых фрикционных клиньев из стали 50СЛ, обеспечивающей повышенные показатели ресурса работы при одновременном снижении материалоемкости их производства.

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

1. Определить температуры критических точек, построить диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита, термокинетическую диаграмму распада аустенита при непрерывном охлаждении, определить прокаливаемость стали 50СЛ.
2. Исследовать влияние режимов термообработки на структурно-фазовое состояние стали 50СЛ.
3. Установить и научно обосновать влияние режимов термической обработки на трибологическое поведение и износостойкость стали 50СЛ.
4. Разработать режим термической обработки стали 50СЛ, обеспечивающий наилучший комплекс эксплуатационных свойств, определяемый высокими показателями прочности и износостойкости.
5. Провести испытания в реальных условиях фрикционных клиньев из стали 50СЛ термообработанных по разработанному режиму для подтверждения показателей прочности и износостойкости.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы исследования

Материалами для исследования являлись образцы из сталей, применяемых в современных конструкциях фрикционных клиньев: стали 30ХГСЛ, 20Л, 20ГЛ, 38ХСЛ, 50СЛ. Исследования полученных материалов выполняли в центре коллективного пользования АлтГТУ, а также в АО «ИЦ ТСЖТ» с задействованием современных средств измерений и испытательного оборудования, а также с применением лабораторно-исследовательской инфраструктуры инжинирингового центра «ХимБиоМаш», которая по качеству проведения работ не уступает другим отечественным и зарубежным материаловедческим научным лабораториям.

2.2 Методы исследования структуры и фазового состава материалов

Экспериментальные образцы получали путем вырезки темплетов из литых товарных деталей фрикционного клина. Вырезка темплетов осуществлялась механическим способом с применением дисковых фрез с твердосплавными напайками во избежание термических повреждений структурно-фазового состояния. Элементный состав экспериментальных сталей, представлены в таблице 2.1. Элементный состав исследуемых плавок сталей определяли при помощи оптико-эмиссионного анализатора химического состава «G.N.R. Solaris CCD Plus».

Отливки клина фрикционного из стали 50 СЛ, а также образцов-свидетелей для проведения исследований осуществляли литьем в песчано-глинистые составы (ПГС). Данный метод литья отличается высоким качеством получаемого литья, а также высокой степенью равновесности микроструктуры после литья. Из недостатков литья в ПГС можно упомянуть невысокую точность геометрических параметров отливки, а также высокую вероятность получения отливок с поверхностными

газовыми или шлаковыми порами в случае слабого соблюдения технологических параметров заливки.

Таблица 2.1 – Элементный состав примененных в работе основных плавок стали

№ плавки	Химический состав, (массовая доля элементов, % вес.)									Марка стали
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
АСЛЗ №543 (№1)	0,33	1,12	1,07	0,012	0,021	0,94	0,12	0,13	0,010	30ХГСЛ
АлтГТУ образец 1-1	0,30	1,10	0,98	0,008	0,018	1,05	0,09	0,16	0,011	30ХГСЛ
АлтГТУ образец 1-1	0,35	0,98	1,02	0,011	0,024	1,00	0,14	0,21	0,015	30ХГСЛ
АСЛЗ №592 (№2)	0,37	1,19	0,55	0,005	0,014	0,71	0,09	0,15	–	38ХСЛ
АСЛЗ образец №2	0,35	1,18	0,57	0,014	0,013	0,69	0,09	0,14	0,015	38ХСЛ
АлтГТУ образец 2-1	0,40	1,10	0,56	0,011	0,011	0,69	0,11	0,13	0,013	38ХСЛ
АлтГТУ образец 2-2	0,40	1,11	0,55	0,020	0,010	0,69	0,10	0,13	0,013	38ХСЛ
АСЛЗ № 593 (№3)	0,39	1,07	0,42	0,015	0,021	1,34	0,02	0,09	–	38ХСЛ
АСЛЗ образец №3	0,35	1,12	0,43	0,011	0,014	1,35	0,02	0,09	0,013	38ХСЛ
АлтГТУ образец 3-1	0,39	0,96	0,42	0,011	0,012	1,32	0,06	0,08	0,010	38ХСЛ
АлтГТУ образец 3-2	0,41	0,93	0,41	0,010	0,012	1,33	0,06	0,08	0,010	38ХСЛ
АСЛЗ №594 (№4)	0,47	1,54	0,54	0,031	0,029	0,18	0,079	0,11	–	50СЛ
АСЛЗ образец №4	0,50	1,58	0,54	0,021	0,020	0,18	0,079	0,11	0,018	50СЛ
АлтГТУ образец 4-1	0,52	1,43	0,52	0,016	0,014	0,21	0,097	0,10	0,015	50СЛ
АлтГТУ образец 4-2	0,53	1,36	0,59	0,011	0,012	0,21	0,099	0,10	0,017	50СЛ
АлтГТУ образец 5-1	0,22	0,37	0,78	0,028	0,021	0,22	0,04	0,17	0,009	20Л
АлтГТУ образец 5-2	0,22	0,38	1,27	0,025	0,017	0,14	0,07	0,12	0,011	20ГЛ

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
АлтГТУ образец 6	0,24	0,33	0,63	0,022	0,025	0,17	0,04	0,16	0,011	20Л
АСЛЗ №611 (№5)	0,24	0,37	1,41	0,021	0,017	0,18	0,04	0,13	0,013	20ГЛ
АСЛЗ образец №6	0,32	1,03	0,86	0,027	0,018	0,92	0,21	0,08	0,007	30ХГСЛ
АлтГТУ образец 7	0,34	0,92	0,94	0,016	0,014	0,97	0,17	0,14	0,011	30ХГСЛ

Получение отливок клина фрикционного осуществляли методом ПГС с применением стержня из холодно-твердеющей смеси (ХТС) для получения внутренней полости с нужными параметрами в фрикционном клине. В качестве ПГС использовали стандартную песчано-глинистую смесь, состоящую из смеси кварцевого песка, бентонитовой глины и воды. Для получения стержней использовали их формование по «Альфасет-процессу». Суть процесса «Альфасет» заключается в использовании в качестве связующих фенольных смол. Существенным преимуществом процесса «Альфасет» является то, что готовый стержень имеет высокую прочность и нерастворим в большинстве растворителей. Также в процессе заливки в поверхностном слое стержня из «Альфасет»-смеси происходят сложные процессы термодеструкции, в результате которых происходит резкое повышение поверхностной твердости стержня, а выделяющиеся на поверхности стержня продукты пиролиза фенольного связующего выступают в роли противопригарного покрытия. Кроме того, в претерпевшем термовоздействие стержне образуется сетка трещин, которые значительно облегчают последующую выбивку остатков стержня для получения готовой отливки.

В полученные на вибропрессовых машинах формы, дублирующие внешние геометрические параметры будущих отливок фрикционного клина, с целью формирования внутренней геометрии полости в отливке, вкладывались стержни из ХТС, полученные по «Альфасет»-процессу. Далее опоки с собранными формами скреплялись специальными скобами, помещались на заливочный плац, где заливались расплавленной сталью 50 СЛ с температурой 1630–1650 °С. Весь процесс заливки опоки с 12 одновременно сформованными фрикционными клиньями не должен превышать 18 – 20 с во

избежание металлургических дефектов, таких как окисление и растворение азота в расплавленной стали в результате ее взаимодействия с воздухом. По окончании заливки, формы выдерживались в течение 30–35 минут для затвердевания металла и формирования благоприятной микроструктуры отливки. По истечении времени выдержки отливок в форме, форма поступала на вибростол, на котором осуществлялась выбивка отливок и из форм, а также выбивка стержневой смеси из отливок.

2.2.1 Оптическая микроскопия

Подготовку шлифов для металлографических исследований осуществляли по стандартным методикам, включающим операции окончательной вырезки металлографических темплетов, их запрессовки в бакелитовый компаунд, шлифования и полирования. Окончательную вырезку металлографических темплетов осуществляли на прецизионном металлографическом станке «MICRACUT–201», запрессовку в бакелитовый компаунд «BAKELIT» осуществляли на металлографическом прессе «METAPRESS». Этапы шлифования и полировки образцов проводились на автоматическом шлифовально-полировальном станке «DIGIPREP-P» с использованием алмазных кругов зернистостью 180, 54, 15 и 6 мкм. Полирование проводили с использованием алмазных суспензий на водной основе зернистостью 3; 1; 0,5 мкм. Суперфинишную полировку осуществляли с использованием кислой суспензии SiO_2 зернистостью 0,05 мкм [99].

Структурное состояние исследуемых образцов выявляли путем химического травления в:

- в травителе «Ниталь», представляющем собой 2–5 % раствор азотной кислоты в этиловом спирте [99, 100];
- в травителе «Пикраль», представляющем собой 2–5 % раствор пикриновой кислоты в этиловом спирте [99 – 101];
- травителем Клемма I, представляющим насыщенный водный раствор тио-

сульфата натрия с добавлением 2-3 г пиросульфата калия [99, 100] – данный реактив окрашивает феррит, позволяет выявлять сегрегацию фосфора и перегрев;

– водным 8–15 % раствором пиросульфата натрия [99] – данный реактив окрашивает в темный цвет мартенсит закали, отпущенный мартенсит остается светлым;

– 800 мл бутилгликоля, 60 мл перхлорной кислоты и 140 мл дистиллированной воды – травили образцы электролитически при напряжении 4–9 В в течение 15-25 с – данный способ травления использовался как альтернатива травлению реактивом «Ниталь», дающий более контрастные изображения микроструктуры, что особенно важно для съемок при больших увеличениях (x500 и более) как на оптическом, так и на электронном микроскопах.

2.2.2 Растровая электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ

Оптическая микроскопия, в особенности методы так называемой «цветной» (или «окрашивающей») микроскопии позволяют проводить металлографические исследования. Однако, достаточно весомым недостатком оптической микроскопии является малая разрешающая способность, не превышающая в лучшем случае 500 нм [99].

Поэтому, наряду с оптической микроскопией, а также для подтверждения результатов и выводов, полученных при металлографических исследованиях при помощи оптического микроскопа, использовалась растровая электронная микроскопия на сканирующем электронном микроскопе Hitachi SU3800 с применением метода микрорентгеноспектрального анализа EDS QUANTAX Brucker. Исследования на электронном микроскопе проводили в режимах вторичных (SE) и обратно-рассеянных (BSE) электронов.

2.2.3 Рентгенофазовый анализ

Помимо методов металлографического анализа, наличие различных фаз подтверждали при помощи метода рентгеновской дифрактометрии при помощи прибора ДРОН-6.0 с источником рентгеновского излучения Cu K_α ($\lambda = 1.54187 \text{ \AA}$). Величину шага 2Θ выбирали равной 0,05 град. Время накопления – 10 с на точку. Пробоподготовку для рентгенодифракционных исследований производили аналогично пробоподготовке для металлографических исследований. Образцы для дифрактографических исследований травлению не подвергали.

С помощью программы «Предварительная обработка PDWin» (НПП «Буревестник») были проанализированы формы дифракционных пиков, рассчитаны вторые моменты и определены соответствующие интервалы. Интенсивности скорректировали с учетом фактора Лоренца и поляризационного фактора. Структурные параметры рассчитывались по стандартному методу наименьших квадратов, с применением пакета программ PDWin [102]

2.2.4 ДюрOMETрические и трибологические испытания

Измерение твердости производили по методу Виккерса на полуавтоматическом микротвердомере МН-6 при нагрузках 0,98 и 9,8 Н согласно ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 [102]. Помимо измерения твердости по Виккерсу, использовали также методы определения твердости по Роквеллу и Бринеллю, испытания проводили согласно требованиям соответствующих стандартов [103, 104].

Для определения трибологических свойств были изготовлены образцы для исследования взаимодействия трущихся поверхностей на машине трения. В качестве испытательного оборудования выступала машина трения УМТ 2168. Исследования проводились с использованием специально изготовленных образцов, представляющих собой пару «вал – колодка». Материалы для пар трения подбирались

с целью максимального охвата всех используемых для изготовления фрикционного клина сталей, учитывая в том числе и предлагаемую сталь 50СЛ.

2.2.5 Определение механических свойств в условиях статического нагружения

Испытания материалов в условиях одноосного растяжения проводили на установке Instron 3369 в соответствии с ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытания на растяжение» [105]. Использовались пропорциональные цилиндрические образцы тип III, номер 4 (таблица 3 в Приложении 2 [105]). Скорость перемещения траверсы испытательной машины задавалась на уровне 2 мм/мин.

При статических испытаниях на растяжение определялись значения временного сопротивления σ_b , условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, модуля упругости E и относительного удлинения δ .

2.2.6 Определение механических свойств при динамическом нагружении

В качестве метода определения механических свойств исследуемых в работе сталей использовали метод испытания материалов на ударный изгиб в соответствии с требованиями ГОСТ 9454-78 [106]. Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре МК-300 с максимальной энергией удара 300 Дж на образцах с U-образным надрезом в качестве концентратора напряжений. Размеры образца составляли 55x10x8 мм (тип 1 согласно таблице [106]).

Ударную вязкость KCU (в Дж/см²) определяли по формуле

$$KC = \frac{K}{S_0},$$

где K – работа удара, Дж;

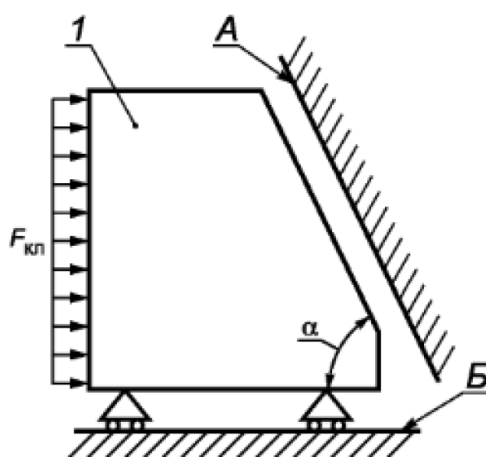
S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца в месте концентратора, см², вычисляемая по формуле $S_0 = H'_1 \cdot B$, где H'_1 – начальная высота рабочей части образца, см; B – начальная ширина образца, см.

2.3 Методика натурных испытаний в условиях, приближенных к реальной эксплуатации

Геометрические размеры определяли методом прямых трехкратных измерений с усреднением результата. Плоскостность поверхности измеряли на поверочной плите. Измерения проводили с помощью набора щупов, за результат принимали максимальное отклонение из измеренных.

Массу деталей контролировали методом статического взвешивания.

Статическую прочность определяли путем равномерного нагружения клина в его вертикальную поверхность распределенной силой $F_{\text{кл}}$, с упором его наклонной поверхности в поверхность, имитирующую карман надрессорной балки. Схема приложения силы к клину приведена на рисунке 2.1.



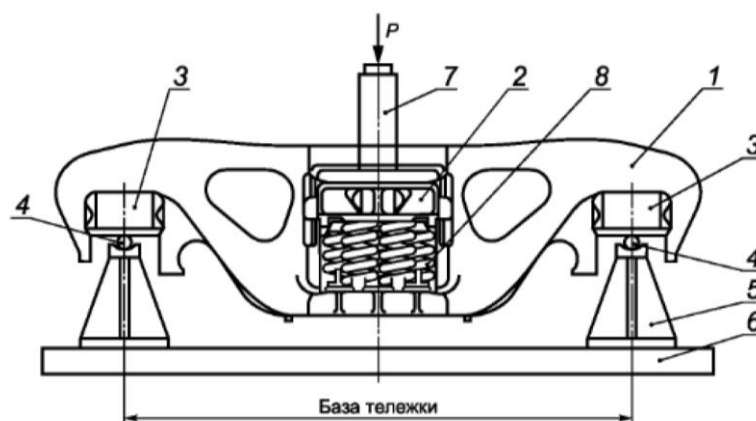
1 – фрикционный клин; А, Б – поверхности, имитирующие карман надрессорной балки; α – угол заострения

Рисунок 2.1 – Схема приложения силы $F_{\text{кл}}$ к клину при определении его статической прочности

Испытания проводились на двух образцах клиньев, предварительно механически обработанных по рабочим поверхностям до получения наибольших значений износов, которые допускаются эксплуатационными документами. При определении показателей прочности визуально контролировали отсутствие или наличие

трещин, изломов, повреждений. Также определялись и контролировались геометрические показатели фрикционного клина. При подтверждении клинъя выдерживали в климатической камере при температуре от минус 60 °С до минус 58 °С в течение времени не менее 3 ч, затем подвергали испытаниям на статическую прочность. Время между извлечением объектов испытаний из климатической камеры и приложением силы сжатия не превышало 5 мин.

Отсутствие предельного состояния при приложении динамической нагрузки в вертикальном направлении контролировали на образцах, устанавливая их в оснастку имитирующую работу рессорного подвешивания тележки грузового вагона. Схемы установки и приложения силы к оснастке для испытаний клиньев приведены на рисунке 2.2.



1 – боковая рама; 2 – концевая часть надрессорной балки; 3 – переходник;
4 – цилиндрическая опора; 5 – опорная тумба; 6 – опорная поверхность; 7 – нагружающее приспособление; 8 – рессорное подвешивание

Рисунок 2.2 – Схема установки и приложения силы к оснастке для испытаний клиньев

Конструкция упругих элементов, расположенных под клинья, карманов надрессорной балки, фрикционных планок и рессорного проема боковой рамы соответствовали конструкторской документации на тележку грузового вагона.

Боковую раму в зонах проемов для установки колесных пар через переходники устанавливали на две цилиндрические опоры, допускающие поворот вокруг

бокового направления. Расстояние между осями цилиндрических опор соответствовало базе тележки грузового вагона.

Динамическую нагрузку P прикладывали к концевой части надрессорной балки в вертикальном направлении через специальное приспособление, обеспечивающее равномерное распределение нагрузки.

Частота приложения динамической силы в ходе испытаний составляла 1,5 Гц. В процессе испытаний контролировали температуру нагрева, состояния и износ рабочих поверхностей клиньев, фрикционных планок, завышение (занижение) клиньев, коэффициент относительного трения перед началом испытаний и в процессе испытаний. Первые измерения проводили через 250 000 циклов, а затем не реже одного раза каждые 500 000 циклов динамической нагрузки.

Температуру контролировали при помощи инфракрасного пирометра через каждый час испытаний на клине в зоне контакта с фрикционной планкой. Контроль толщины контактных планок осуществляли микрометром.

Критериями предельного состояния клиньев являлись:

- признаки деградации материала либо рабочих поверхностей (трещина, излом, остаточная деформация, оплавление);
- предельный износ или смятие рабочих поверхностей;
- нарушение (ослабление) предусмотренных конструкторской документацией соединений.

Коэффициенты относительного трения определяли методом сжатия в вертикальном направлении рессорного подвешивания в составе тележки силой, действующей на подпятник тележки, превышающей нагрузку от веса половины кузова вагона с максимальной расчетной массой на величину от 20% до 25% включительно, по зависимости силы от деформации на ходе разгрузки и ходе нагрузки.

Коэффициент относительного трения для минимальной или максимальной расчетной массы вагона определяли, как среднее арифметическое значение отношения абсолютного значения разности сил на ходе разгрузки и ходе нагрузки к сумме сил на ходе разгрузки и ходе нагрузки в пределах изменения деформации от 80 % до 120 % включительно от полного статического прогиба. За коэффициент

относительного трения принимали среднее арифметическое значений, определенных по результатам трех измерений.

Оценку механических свойств в условиях статического нагружения проводили в лаборатории АО «Испытательный центр технических средств железнодорожного транспорта» (АО «ИЦ ТСЖТ») путем определения статической прочности фрикционного клина из стали 50 СЛ на вертикальную поверхность клина продольной силы 250 кН на специализированном стенде для статических испытаний элементов автосцепного устройства на растяжение черт.27.9955.4489, инв. № 00000167, оборудованном датчиком силоизмерительным тензорезисторным серии С модификации С6А/5МН, зав. № 162530126. И специализированный стенд, и силоизмерительный датчик имели свидетельство о поверке. Методика испытаний приведена в разделе 2 настоящей работы. Фото аппаратной реализации процесса испытания на статическую прочность под действием продольной силы 250 кН приведена на рисунке 2.3.

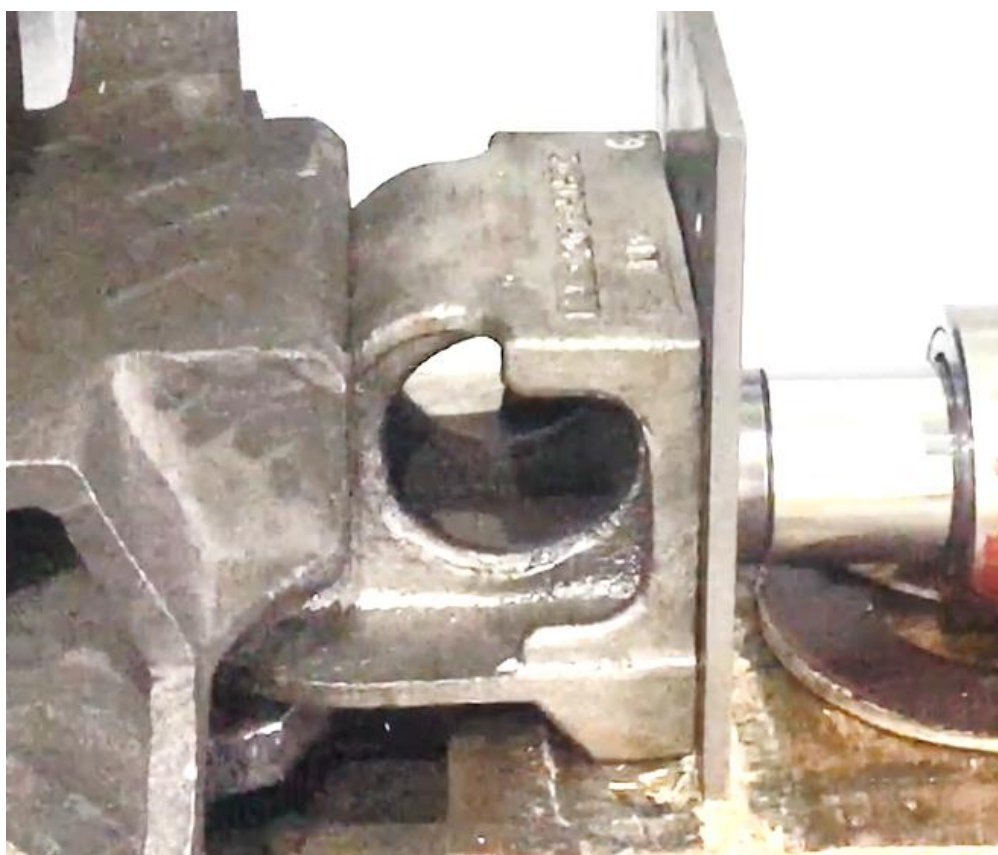


Рисунок 2.3 – Определение статической прочности фрикционного клина при действии на вертикальную поверхность клина продольной силы 250 кН

2.4 Термическая обработка сталей

Термическую обработку сталей проводили в лабораторной камерной печи *SNOL*, оснащенной ПИД-контроллером «ТЕРМОДАТ 16ЕЗ». Методы термической обработки выбирали в соответствии с маркой стали и требуемыми структурно-фазовым состоянием и механическими свойствами.

Термообработку проводили, помещая образцы в предварительно прогретую, до соответствующей режиму температуры, печь. Выбранные при проведении анализа литературных источников, а также разработанные при проведении исследований, режимы термообработки представлены в таблице 2.2.

После термической обработки контролировали твердость, ударную вязкость и структурно-фазовое состояние методами оптической и электронной микроскопии, а также рентгенофазового анализа. Первоначальный выбор (определение) температурно-временных параметров термообработки производили исходя из рекомендуемых параметров термообработки для стали 55С2 и по результатам исследования механических свойств и структурно-фазового состояния, с применением методов математической статистики, осуществлялась корректировка режимов. Окончательно определенные температурно-временные параметры режимов приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2. – Режимы термической обработки образцов отливок из стали 50СЛ

Номер	Режим
1.	Нагрев до 850 °С, выдержка при этой температуре 2,5 ч, охлаждение с печью до 250 °С, далее – на воздухе.
2.	Нагрев до 950 °С, выдержка 2 ч, остывание с печью до 850 °С, выдержка 0,3 ч, охлаждение в воде.
3.	Нагрев до 950 °С, выдержка 2 ч, остывание с печью до 850 °С, выдержка 0,3 ч, охлаждение в масле.
4.	Нагрев до 850 °С, выдержка 2,5 ч, охлаждение в воде.
5.	Нагрев до 850 °С, выдержка 2,5 ч, охлаждение в масле.
6.	Нагрев до 950 °С, выдержка 2,5 ч, охлаждение на спокойном воздухе.
7.	Нагрев до 950 °С, выдержка 2 ч, остывание с печью до 850 °С, выдержка 0,3 ч, охлаждение в воде. Отпуск при 350 °С, 2 ч.
8.	Нагрев до 950 °С, выдержка 2 ч, остывание с печью до 850 °С, выдержка 0,3 ч, охлаждение в масле. Отпуск при 350 °С, 2 ч.

Как видно из таблицы 2.2, режимы с 1 по 6, по сути, представляют собой стандартные широко известные классические режимы термической обработки, заключающиеся в нагреве до установленной температуры, выдержке при заданной температуре нагрева для выравнивания температурного и концентрационного градиентов, и последующее охлаждение с заданной скоростью.

Режимы с номерами 7 и 8 – предлагаемые режимы термообработки, разработанные по результатам анализа литературных источников, в частности [16, 17, 43, 48, 68, 89], а также применения математического моделирования влияния параметров термообработки на структурно-фазовое состояние и механические свойства стали 50 СЛ при помощи программного комплекса «OpenCalphad», основанном на применении метода CALPHAD.

Метод CALPHAD расшифровывается как «Расчет фазовых диаграмм» и является аббревиатурой английского названия метода «CALculation of PHAse Diagrams». Метод был предложен американским ученым Ларри Кауфманом в 60-70 гг XX в и на сегодняшний день является одним из ведущих вычислительных методов для моделирования свойств фаз и многокомпонентных систем в целом, позволяющим достоверно предсказывать совокупность как стабильных, так и метастабильных фаз в многокомпонентных системах, в том числе и сплавах различных металлов даже там, где отсутствует экспериментальная информация [112, 113]. В основе метода CALPHAD лежит два основных принципа [112–114]:

1. Определение максимально реалистичной математической модели для расчета энергии Гиббса каждой фазы с возможностью дальнейшего пересчета энергии Гиббса отдельных фаз и их совокупности в другие величины.
2. Наличие готовых баз данных, учитывающих термодинамические и иные свойства различных фаз, а также развитых алгоритмов расчета равновесия сосуществования фаз в многокомпонентных системах.

Первые программные продукты, позволяющие применять метод CALPHAD в инженерных и научных приложениях, появились в 1980-х годах XX века: коммерче-

ские продукты – FactSage, Thermo-Calc, MTDATA и др. а также бесплатные приложения с открытым программным кодом – OpenCalphad, PyCALPHAD и т.д. [114–116].

Одним из наиболее привлекательных аспектов подхода CALPHAD является его растущая прогностическая способность: например, с увеличением числа компонентов системы, число новых эмпирических параметров, необходимых для получения удовлетворительного описания энергии Гиббса для каждой фазы, имеет тенденцию к уменьшению. То есть, если оптимизация бинарных систем требует оценки относительно большого числа параметров (и, следовательно, необходимость большого количества экспериментальных данных), то оптимизация тройной системы может потребовать введения незначительного числа новых параметров (в дополнение к тем, которые уже определены для бинарных подсистем). Но как только оценены параметры бинарной и тройной систем, четверные и системы более высокого порядка могут быть надежно рассчитаны без необходимости проведения новых эмпирических исследований. Благодаря этому можно сказать, что метод CALPHAD по сути является методом оптимизации для двух-трехкомпонентных систем, тогда как для многокомпонентных систем он приобретает черты метода прогнозирования. Благодаря интеграции моделирования CALPHAD с расчетами теории функционала плотности и/или молекулярной динамики, с одной стороны, и кинетическим моделированием, с другой стороны, может быть произведено моделирование материалов «во всех масштабах» [111–121].

Программный комплекс «OpenCalphad» является свободно-распространяемым программным обеспечением с открытым исходным кодом и модульной структурой, разработанным для моделирования термодинамических процессов и фазовых превращений, протекающих в металлах и сплавах при различных термовременных воздействиях.

ГЛАВА 3. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 50СЛ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Взаимосвязь режимов термической обработки со структурно-фазовым состоянием и механическими свойствами.

Целью проведенных исследований по оптимизации режима термической обработки является одновременно получение максимально возможного значения ударной вязкости при диапазоне твердости 250–350 НВ, достигаемое путем изменения зависимых технологических параметров процесса термической обработки: температуры нагрева под закалку и времени выдержки при этой температуре. Исходя из данных постановочных экспериментов по определению допустимых границ варьирования режимов термической обработки с целью получения требуемых значений твердости и ударной вязкости, оптимальными температурно-временными параметрами можно считать: температуру нагрева и выдержки под закалку – в интервале 820–950 °С, время выдержки – в интервале от 120 до 180 минут. По результатам натурных экспериментов и дополнительной оптимизации температурно-временных параметров термообработки, оптимальная температура была определена на уровне 950 °С, а оптимальное время выдержки – на уровне 150 минут (2,5ч), так при проведении постановочных экспериментов было установлено, что увеличение времени высокотемпературной выдержки выше 150 минут приводит к возможному появлению видманштеттовой структуры в деталях после термообработки. При этом в случае высокотемпературной выдержки в течение 200 минут, видманштеттова структура гарантированно будет присутствовать в структуре термообработанных деталей. Это, в свою очередь, гарантированно приводит к снижению показателей ударной вязкости, причем падение ударной вязкости прямо пропорционально доле видманштеттовой структуры.

Основным требованием, предъявляемым к материалу фрикционного клина, является высокая стойкость при абразивно-фрикционном износе, а также максимально высокие показатели ударной вязкости (минимальное значение, регламентированное нормативно-технической документацией и внутренними стандартами РЖД,

должно превышать 245 кДж/м²) при твердости в диапазоне 260...340 НВ. Немаловажным условием, предъявляемым в настоящее время к продукции, является ее себестоимость.

В целях повышения прочности и износостойкости предложено изготавливать разработанный фрикционный клин из стали 50СЛ, химический состав которой представлен в таблице 3.1.

Таблица 3.1. Химический состав стали 50СЛ

Марка стали	Массовая доля элементов, %								
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Al
50СЛ	0,46 - 0,57	1,2 - 1,6	0,4 - 0,7	до 0,25	до 0,03	до 0,025	до 0,35	до 0,2	до 0,02

Данная сталь соответствует среднеуглеродистой стали типа сталь 50 с повышенным содержанием кремния со средним уровнем – порядка 1,4 масс. %. Содержание кремния на уровне от 1,15 до 1,73 масс. %, по оценкам авторов работ [29 – 54] с одной стороны, повышает температуру $A_{с3}$, с другой стороны, подавляет выделение карбидов в ферритной и в аустенитной матрице, стимулируя таким образом, образование более насыщенных углеродом твердых растворов. При этом кремний также отрицательно влияет на устойчивость аустенита, что при термической обработке положительно сказывается в виде уменьшения количества остаточного аустенита [42–43, 48–49, 51]. При содержании кремния в углеродистых сталях на уровне 1,2 масс. % и выше, наблюдается также повышение температуры M_n , что наряду с подавлением выделения карбидов из твердого раствора α - и γ - фаз железа, способствует реализации распада переохлажденного аустенита по бейнитному и мартенситному механизмам. При этом на границе формирующихся игл мартенсита и нижнего бейнита происходит выделение ультрамелкодисперсных карбидов состава Fe_3C и $Fe_{23}C_6$ [44, 47, 48–49] с размерами около 10–70 нм. Такая структура в литературе получила название «нанобейнит».

Для снижения себестоимости деталей, которые планируется изготавливать из литой стали 50СЛ, предлагается термическую обработку производить за один цикл.

Проведенные ранее исследования [6] и анализ нормативной литературы и данных других авторов для аналогичных 50СЛ марок стали [4, 7, 109–111] свидетельствуют о возможности такой оптимизации технологических параметров термической обработки.

Температура нагрева под закалку имеет определяющее значение для формирования эксплуатационных свойств закаленной детали. Как правило, температуры критических точек для многих сталей даны в справочной литературе. Однако, в случае нестандартных материалов, каким в нашем случае является сталь 50СЛ, таких данных в литературе нет и температуры критических точек можно выбрать такими, как у ближайших известных аналогов (в нашем случае ближайший аналог – сталь 55С2), либо приблизительно определить эти точки по диаграмме «железо-углерод». Анализ диаграммы «железо-углерод» и данных по стали 55С2 [4, 7] дают приблизительно одинаковую информацию: температура $A_{c3} = 810\text{--}830^\circ\text{C}$.

Проведенное моделирование в программном комплексе OpenCalphad показало правильность данных предположений – температура критических точек для данной стали, рассчитанная при помощи программного комплекса, составила соответственно: $A_3 - 813 \pm 7^\circ\text{C}$, $A_1 - 746 \pm 4^\circ\text{C}$, при этом в случае медианного состава стали 50СЛ по основным легирующим элементам (углерод – 0,52 масс. %, кремний – 1,4 масс. %, марганец – 0,55 масс. %), температура критических точек составляет соответственно $A_3 - 811,1^\circ\text{C}$, $A_1 - 743,2^\circ\text{C}$ (рисунки 3.1 и 3.2).

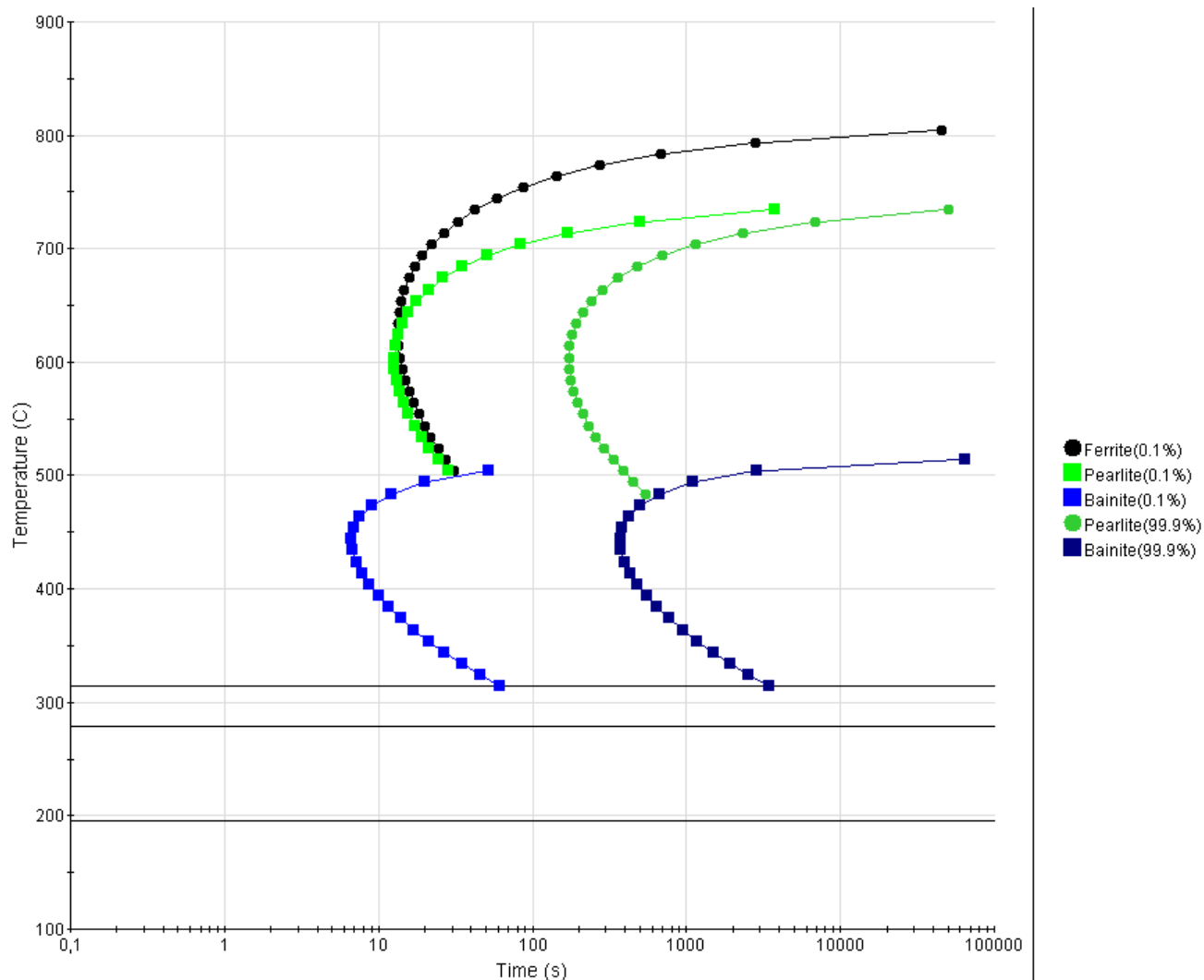


Рисунок 3.1 Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали 50СЛ

Как видно из рисунка 3.1, область феррито-перлитного превращения расположена в температурном интервале от 811 °С до 504 – 484 °С. При этом минимальная температура начала феррито-перлитного превращения соответствует значению 504 °С, а минимальная температура конца превращения – 484 °С. Минимальный временной интервал до начала феррито-перлитного распада переохлажденного аустенита составляет 12,68 с при температуре 604 °С полное превращение происходит на временной отметке 172,67 с. Кроме области феррито-перлитного превращения переохлажденного аустенита, имеется также область бейнитного превращения, ограниченная в интервале температур: начало превращения – 504 – 314,4 °С,

конец превращения $514 - 314,4$ °C. Минимальное время до начала бейнитного превращения составляет 6,71 с при температуре 444 °C, полностью бейнитное превращение протекает при изотермической выдержке при 444 °C за время, равное 372,24 с. Расчетная температура начала мартенситного превращения составляет 314,4 °C, температура полураспада – 278,6 °C, а полный распад на мартенсит, согласно расчетам, происходит при 195,6 °C.

Экспериментальная проверка рассчитанных в программном комплексе Orep-Calphad критических точек производилась методом пробных закалок при соответствующих изотермических выдержках. В качестве среды для изотермических выдержек использовали ванну с расплавом сплава Вуда. При проведении экспериментов по методу пробных закалок использовали образцы размером 8x14x3 мм, которые выдерживались при температуре аустенитизации, равной 820 °C в течение 3 минут, а затем переносились в ванну с разогретым до соответствующей температуры расплавом сплава Вуда и последующей выдержке в расплаве в течение некоторого времени, после окончания выдержки образцы закаливались в воде с целью фиксации оставшегося аустенита в мартенсит для последующего металлографического анализа. Время выдержки в сплаве Вуда определяли по рассчитанной диаграмме изотермического распада, приведенной на рисунке 3.1 в интервале ± 10 с от расчетного значения.

Температуру точки A_{c3} также определяли аналогично – методом пробных закалок: образцы нагревали в интервале температур от 790 до 820 °C с шагом 1 °C и выдержкой при температуре нагрева в течение 3 минут. По окончании выдержки, образцы охлаждали в воде с целью фиксации аустенита на мартенсит и последующего структурно-фазового анализа.

Проведенные эксперименты позволили уточнить расчетные значения температурных интервалов: определенная эмпирическим путем методом пробных закалок температура точки A_{c3} составила 815 ± 8 °C, температура точки A_{c1} – соответственно 742 ± 6 °C. Максимальная температура начала бейнитного превращения – 506 ± 14 °C, а температура начала мартенситного превращения согласно экспериментальным данным – 312 ± 3 °C.

Таким образом, экспериментальные исследования по определению основных критических точек для стали 50 СЛ подтвердили с приемлемой точностью расчетные значения, полученные при теоретическом расчете этих критических точек для стали 50СЛ по методу CALPHAD, произведенные при помощи ПО OpenCalphad. Исходя из этого, в дальнейшем для сокращения времени и трудоемкости проводимых исследований, производилось предварительное моделирование условий и параметров термической обработки образцов из стали 50СЛ и по результатам проведенного моделирования, соответствующим образом корректировались условия проведения экспериментальных исследований.

При моделировании диаграммы распада аустенита при непрерывном охлаждении температуру аустенитизации принимали равной 850 °С, что соответствует полной аустенитизации согласно проведенным ранее расчетам, подтвержденным в том числе и экспериментально. Согласно диаграмме непрерывного охлаждения, приведенной на рисунке 3.2, при закалке стали 50СЛ должно происходить образование всего спектра структурно-фазовых составляющих – от феррита до мартенсита, включая и бейнит.

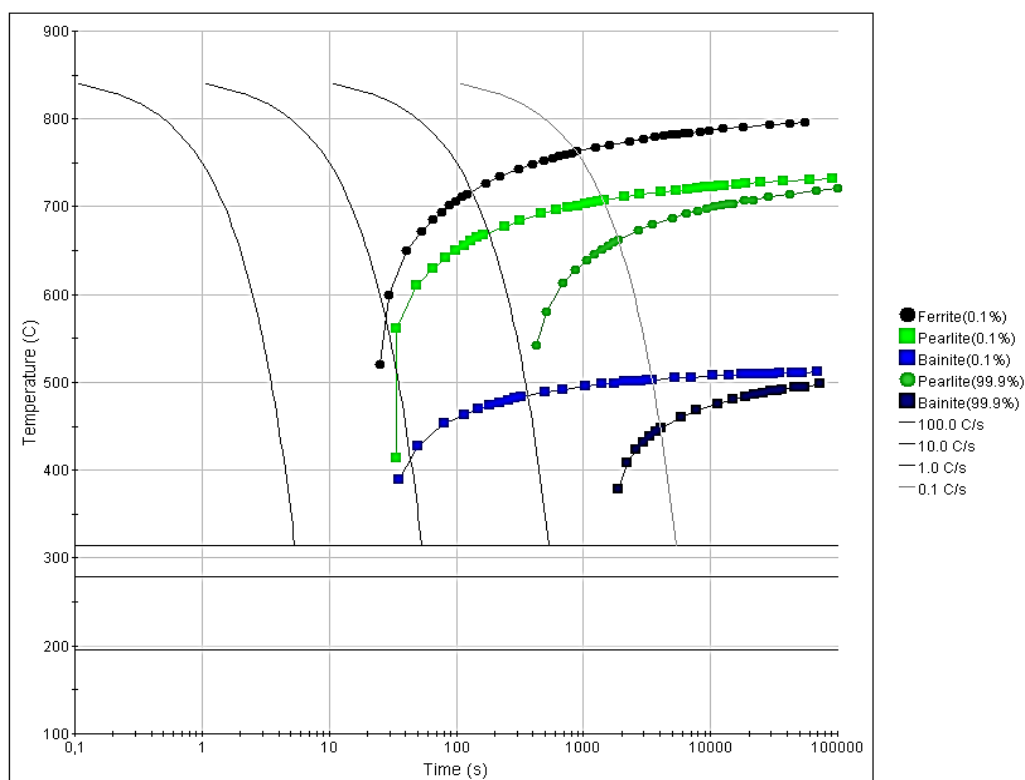


Рисунок 3.2 Диаграмма распада аустенита при непрерывном охлаждении стали 50СЛ

Однако, данная диаграмма строится достаточно формализовано, без учета охлаждающей способности закалочных сред. Охлаждающая способность реальных закалочных сред в значительной степени зависит от температуры поверхности закаливаемой детали, степени перемешивания закалочной среды и наконец, типа самой закалочной среды. Максимальная скорость охлаждения стали в воде наблюдается в интервале 600–350 °С, соответствующем феррито-перлитному превращению. За пределами этого температурного диапазона скорость охлаждения в воде резко падает, снижаясь в 2–4 раза. В отличие от воды, охлаждение в масле достигает пиковых скоростей при более высоких температурах — в диапазоне 750–450 °С. [17].

Определение глубины прокаливаемости стали производили на образцах Джомини методом торцевой закалки по ГОСТ 5657–69 [107]. Помимо прокаливаемости также определяли влияние температуры аустенитизации на ширину зоны прокаливаемости (рисунок 3.3). Для проведения оценки и построения полос прокаливаемости от каждой плавки стали (таблица 2.1) отбирали по три образца. Помимо измерения твердости, производили оценку структурно-фазового состояния при помощи оптической микроскопии с применением методов цветного травления с использованием реактива Берахи «10/3». При травлении реактивом Берахи «10/3», мартенсит окрашивается в коричневые и желтые цвета, бейнит окрашивается в серые и светло-голубые цвета, феррит окрашивается в различные цвета, а перлит в этом случае «засвечивается» [99–100]. Подсчет доли фазовых составляющих производили в автоматизированном режиме при помощи программного комплекса «Тиксомет ПРО». Как видно из рисунка 3.3, при торцевой закалке образцов Джомини твердость и структурно-фазовое состояние непрерывно меняется. Протяженность мартенситной зоны образца составляет 12–14 мм, при этом уже начиная с глубины 8–10 мм от охлажденного торца структурно фазовое состояние соответствует смеси 93–95 об. % мартенсита и 5–7 об. % бейнита. По мере удаления от закаленного торца, объемная доля бейнита возрастает, а мартенсита — соответственно падает. Максимальное содержание бейнита достигается на глубине 26–36 мм от закаленного торца и находится в интервале от 55 до 70 об. %, объемная доля мартенсита

при этом соответственно снижается, твердость в зоне с наибольшим содержанием бейнита находится в интервале от 43 до 49 HRC соответственно. Начиная с глубины 48–50 мм от закаленного торца, фазовый состав соответствует смеси перлита, феррита и бейнита. Полное исчезновение бейнита наблюдается на глубине 54–56 мм от закаленного торца.

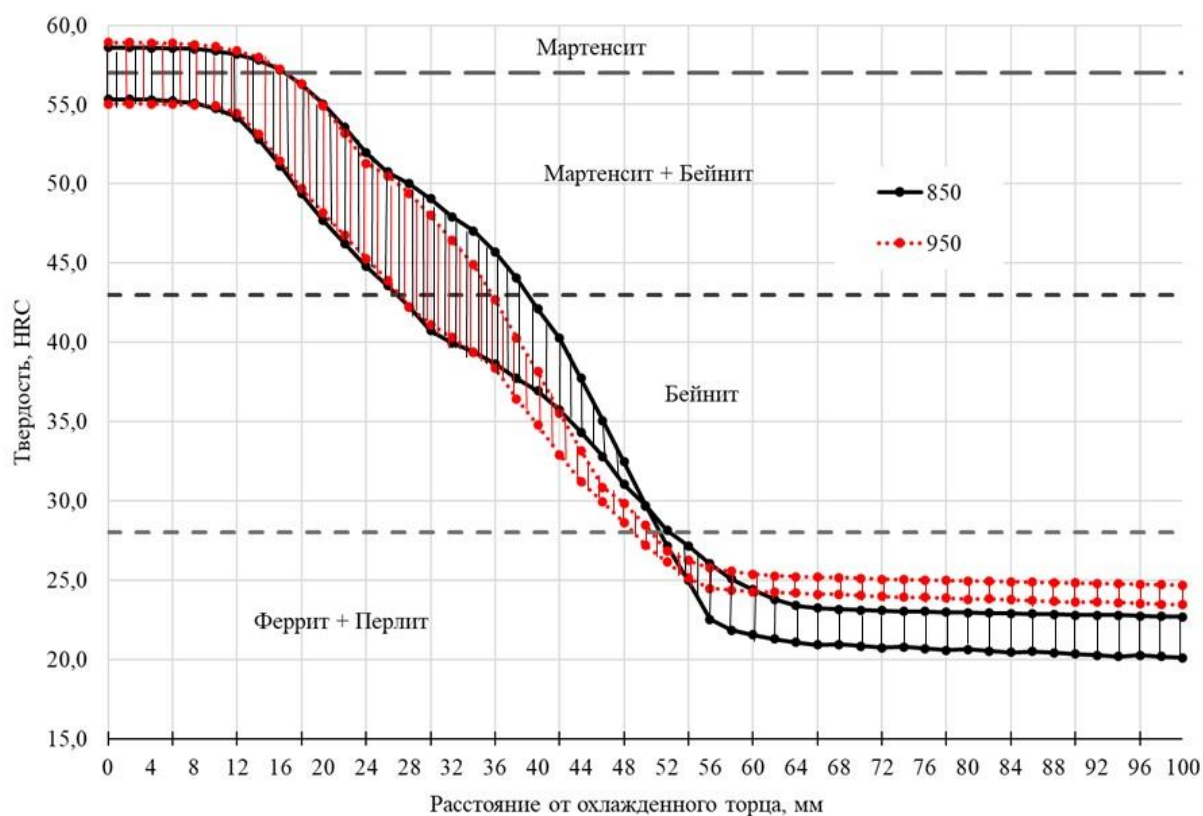


Рисунок 3.3 Полосы прокаливаемости стали 50 СЛ при температуре аустенитизации 850 °C (штриховые линии) и 950 °C (сплошные линии).

Определение величины зерна в исходных образцах производили на продольных и поперечных (соответственно вдоль и поперек направления кристаллизации отливок) шлифах, отобранных из отливок, изготовленных методом литья в холоднотвердеющие смеси (ХТС), до прохождения термической обработки. Отливки извлекали после охлаждения до 250–300 °C. Размер зерна анализировали автоматически с помощью программного комплекса «Тиксомет ПРО» в соответствии с требованиями ГОСТ 5639–82. Результаты анализа представлены на рисунках 3.4 – 3.7 и таблицах 3.1 и 3.2.

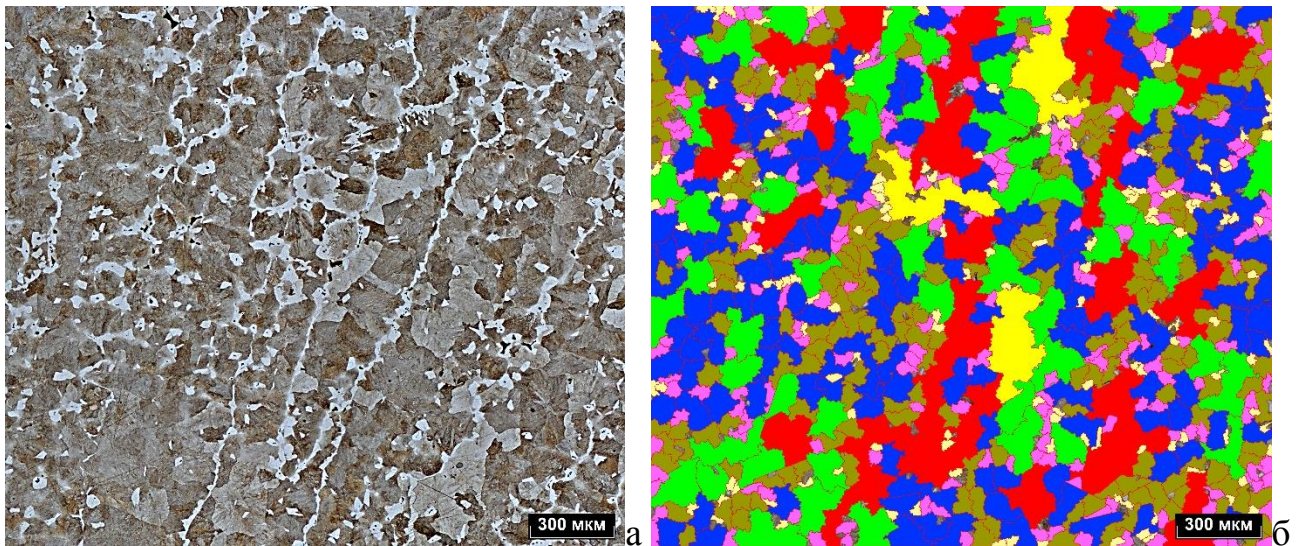


Рисунок 3.4 Микроструктура литого образца стали 50 СЛ вдоль направления кристаллизации (а) и схема разбивки на отдельные зерна (б), произведенная программным комплексом «Тиксомет ПРО»

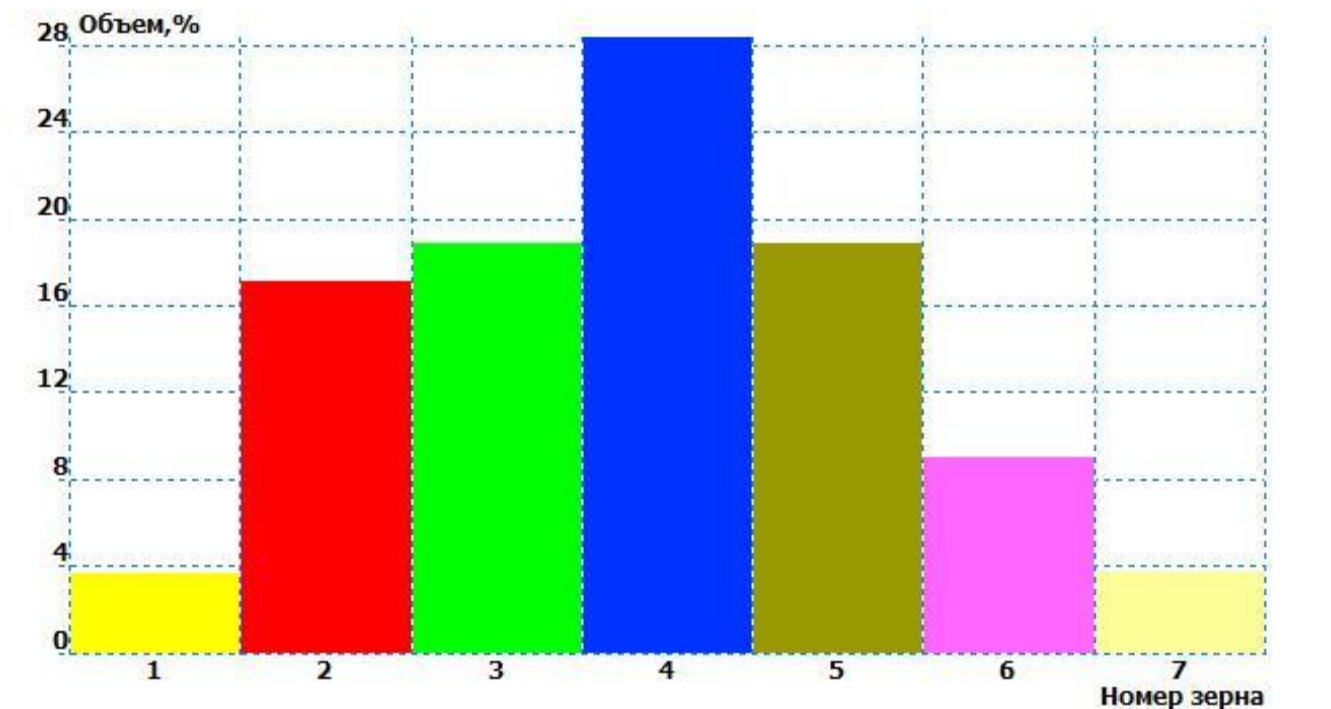


Рисунок 3.5. Гистограмма распределения размеров зерен по номерам. Цветовая кодировка гистограммы соответствует цветовой кодировке зерен на рисунке 3.4б

Таблица 3.2 Результаты анализа размеров зерна на литом образце вдоль направления кристаллизации

№	Параметр	Значение
1.	Общее количество измеренных зерен, n	695
2.	Количество зерен на 1 мм ² , m	166
3.	Средняя площадь зерна, а мм ²	0,006020 (6020 мкм ²)
4.	Средний диаметр зерна, d _m мм	0,078 (77,59 мкм)
5.	Коэффициент анизотропии зерна, A	0,99
6.	Номер зерна, G	4,00
7.	Средний условный размер зерна, l	69,1 мкм
8.	Разнозернистость	G ₄ (28,4%), G ₅ (19,0%), G ₃ (18,9%), G ₂ (17,2%)

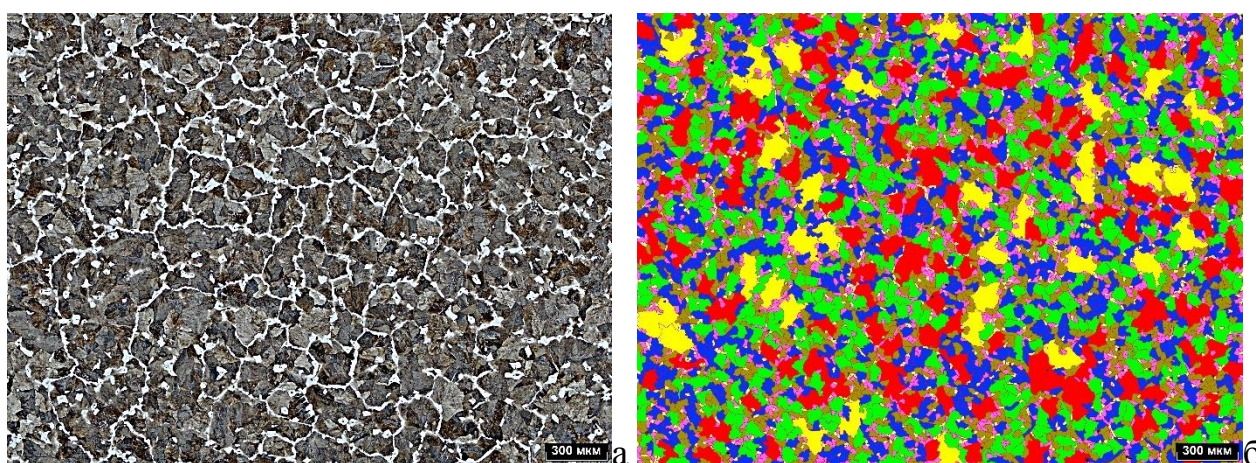


Рисунок 3.6 Микроструктура литого образца стали 50 СЛ поперек направления кристаллизации (а) и схема разбивки на отдельные зерна (б), произведенная программным комплексом «Тиксомет ПРО»

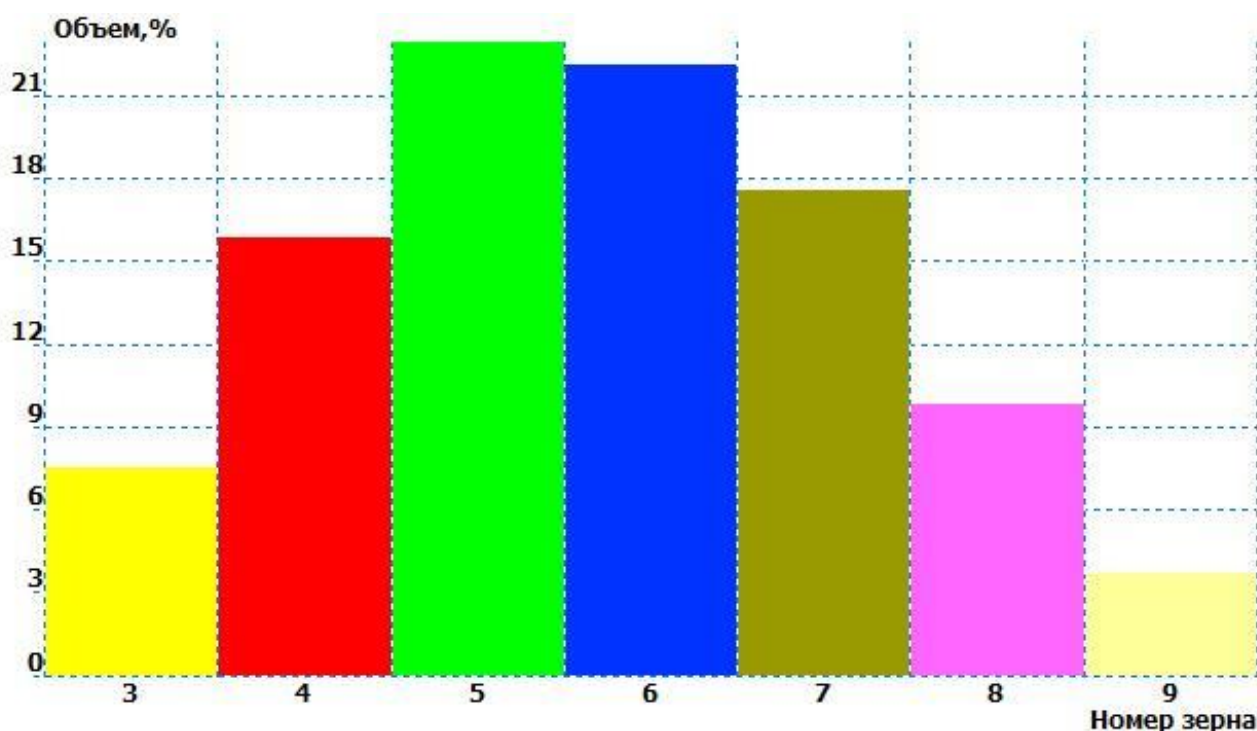


Рисунок 3.7. Гистограмма распределения размеров зерен по номерам. Цветовая кодировка гистограммы соответствует цветовой кодировке зерен на рисунке 3.6б

Таблица 3.3 Результаты анализа размеров зерна на литом образце поперек направления кристаллизации

№	Параметр	Значение
1.	Общее количество измеренных зерен, n	4486
2.	Количество зерен на 1 мм ² , m	681
3.	Средняя площадь зерна, а мм ²	0,001469 (1469 мкм ²)
4.	Средний диаметр зерна, d _m мм	0,038 (38,32 мкм)
5.	Коэффициент анизотропии зерна, A	0,99
6.	Номер зерна, G	6,00
7.	Средний условный размер зерна, l	34,1 мкм
8.	Разнозернистость	G ₅ (23,0%), G ₆ (22,2%), G ₇ (17,6%), G ₄ (16,0%)

Как видно из представленных на рисунках 3.4 и 3.6 изображений микроструктур литого образца стали 50 СЛ вдоль и поперек направления кристаллизации, имеется существенная разнозернистость: оценка среднего балла зерна поперек направления кристаллизации на 2 балла превосходит оценку среднего балла зерна вдоль направления кристаллизации (6,00 и 4,00 соответственно). Также следует подчеркнуть, что вдоль направления кристаллизации имеются дендритоподобная текстура,

однако она проявляется не так явно. Это объясняется тем, что отливки после кристаллизации претерпевают диффузионный отжиг в процессе охлаждения с литейной формой до их выбивки из нее. Что, в свою очередь, приводит к частичной гомогенизации по углероду и легирующим элементам. Выделение феррита по границам бывшего аустенитного зерна также свидетельствует о том, что материал отливки находился длительное время в области высоких температур. То есть, сформировавшаяся структура отливок после их кристаллизации и охлаждения с литейной формой имеет признаки видманштеттовой структуры (ферритная сетка по границам бывшего аустенитного зерна) и, следовательно, будет обладать низкими показателями пластичности и усталостной прочности. Поэтому для исправления структуры необходим дополнительный рекристаллизационный отжиг с нагревом до температур выше A_3 с последующим охлаждением вместе с печью либо на спокойном воздухе. Дополнительно, в ходе рекристаллизационного отжига возможно измельчение размера зерна, по крайней мере в направлении вдоль направления роста дендритов и получение равномерного размера зерна во всех направлениях отливки.

Исследование на склонность стали 50СЛ к росту зерна, проведенное при температурах отжига 850 ($A_{с3} + 30-50$) °С и 950 ($A_{с3}+130-150$) °С, время выдержки при температурах 850 °С и 950 °С составляло два часа. Так как операция отжига с охлаждением вместе с печью сопряжена со значительными временными (и вытекающими из временных – экономическими) затратами, то образцы после отжига охлаждали на спокойном воздухе, то есть отжиг заменили нормализацией. Эксперименты по определению склонности стали 50СЛ к росту зерна повторяли для каждой плавки данной стали, приведенной в таблице 2.1, 3 раза. Полученные результаты усредняли с получение одного средневзвешенного результата по каждой температуре. Полученные данные представлены в таблицах 3.4 и 3.5, а также на рисунках 3.8–3.11.

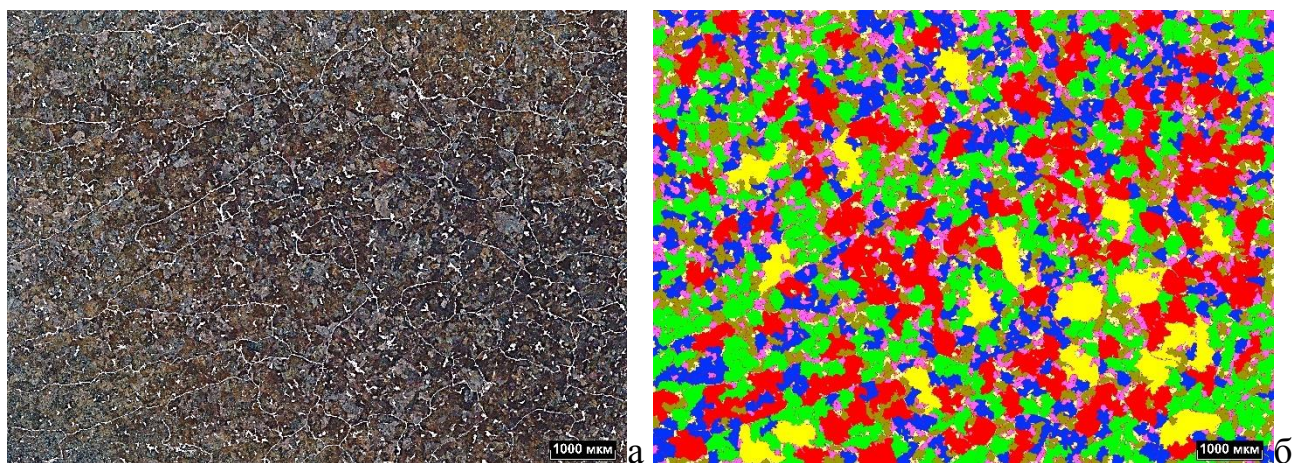


Рисунок 3.8 Микроструктура образца стали 50 СЛ после нормализации с температуры нагрева 850 °С (а) и схема разбивки на отдельные зерна (б), произведенная программным комплексом «Тиксомет ПРО»

Как видно из рисунка 3.8, при выдержке в течение двух часов при температуре 850°С и последующем охлаждении на спокойном воздухе, наблюдается истончение ферритной сетки по границам бывшего аустенитного зерна, однако полного ее исчезновения не происходит. Даже после 2-часовой выдержки при 850 °С не удастся добиться полной гомогенизации химического (а значит, и структурно-фазового) состава. Это объясняется замедленной диффузией кремния — элемента, стабилизирующего α -фазу. Поэтому для завершения гомогенизации химического состава время выдержки при 850 °С должно быть увеличено. Оценки деградации ферритной сетки указывают на необходимость выдержки не менее 5 часов. Результаты влияния нормализации с 850 °С (после гомогенизации) на размер зерна приведены на рисунке 3.9 и в таблице 3.4.

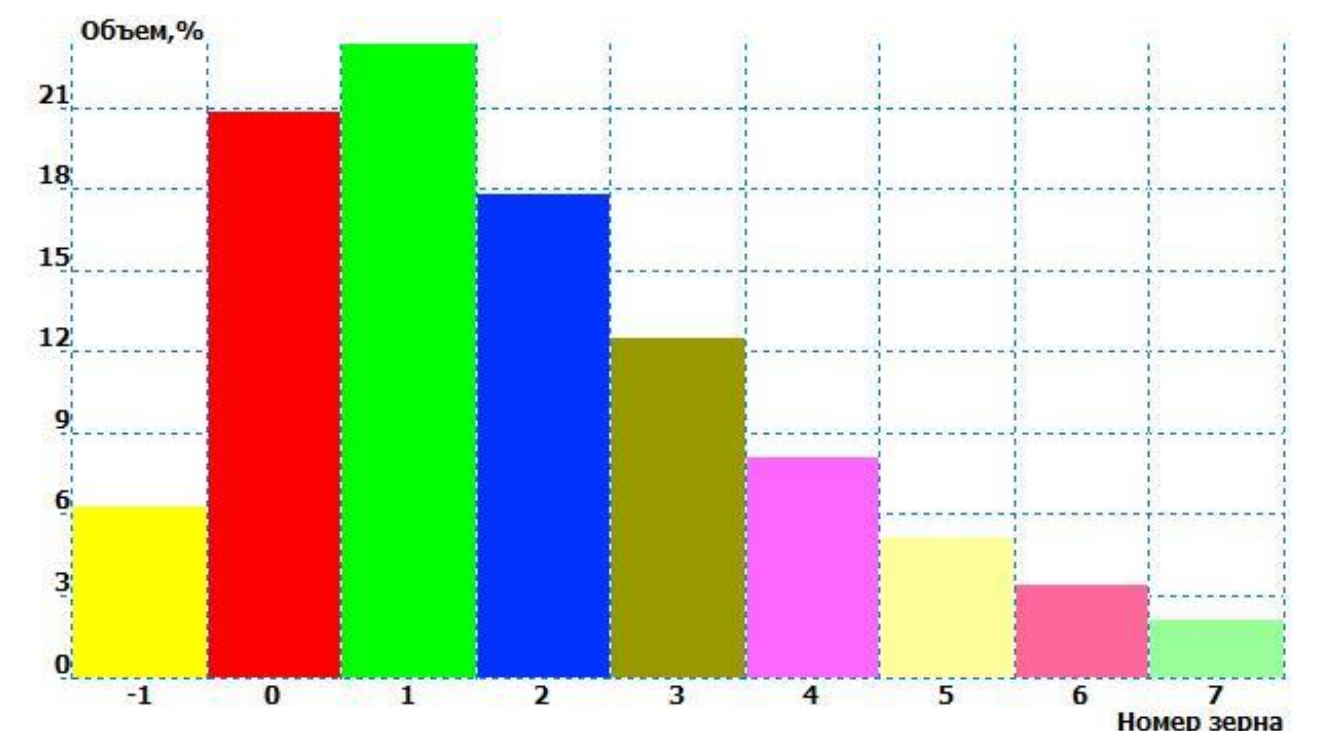


Рисунок 3.9. Гистограмма распределения размеров зерен по номерам. Цветовая кодировка гистограммы соответствует цветовой кодировке зерен на рисунке 3.8б

Таблица 3.4 Результаты анализа размеров зерна до и после нормализации при 850°C

№	Параметр	Значение			
		До нормализации		После нормализации	
		Вдоль	Поперек	Вдоль	Поперек
1.	Общее количество измеренных зерен, n	695	4486	5145	3169
2.	Количество зерен на 1 мм ² , m	166	681	77,5	173
3.	Средняя площадь зерна, а мм ²	0,006020 (6020 мкм ²)	0,001469 (1469 мкм ²)	0,012911 (12911 мкм ²)	0,007133 (7133 мкм ²)
4.	Средний диаметр зерна, d _м мм	0,078 (77,59 мкм)	0,038 (38,32 мкм)	0,11 (113,63 мкм)	0,11 (113,63 мкм)
5.	Коэффициент анизотропии зерна, A	0,99	0,99	1,01	1,00
6.	Номер зерна, G	4,00	6,00	3,00	4,00
7.	Средний условный размер зерна, l	69,1 мкм	34,1 мкм	101 мкм	71,2 мкм
8.	Разнозернистость	G ₄ (28,4%), G ₅ (19,0%), G ₃ (18,9%), G ₂ (17,2%)	G ₅ (23,0%), G ₆ (22,2%), G ₇ (17,6%), G ₄ (16,0%)	G ₁ (23,4%), G ₀ (20,9%), G ₂ (17,9%), G ₃ (12,6%)	G ₃ (23,4%), G ₄ (20,9%), G ₅ (17,9%), G ₂ (12,6%)

Как видно из рисунков 3.8–3.9 и таблицы 3.4, в случае нагрева до температуры 850 °C с выдержкой при этой температуре в течение 2 часов и последующим охла-

ждении на спокойном воздухе, образуется феррито-перлитная структура, а ферритная сетка по границам бывшего аустенитного зерна истончается, но полностью не исчезает. Также наблюдается рост зерна, а величина этого роста зависит от ориентации: в вдоль направления кристаллизации балл зерна снизился на единицу, тогда как в направлении, поперечном кристаллизации, балл зерна снизился на две единицы. То есть, средневзвешенный размер зерна приближается к значению 3,5, что в свою очередь свидетельствует о процессах перекристаллизации в направлении образования равноосных зерен со средним размером, соответствующим баллу 3,5.

При нормализации с температуры 950 °С с выдержкой при этой температуре в течение двух часов, получены микроструктуры, фотографии которых представлены на рисунках 3.10–3.11, а результаты анализа размеров зерна представлен в таблице 3.5.

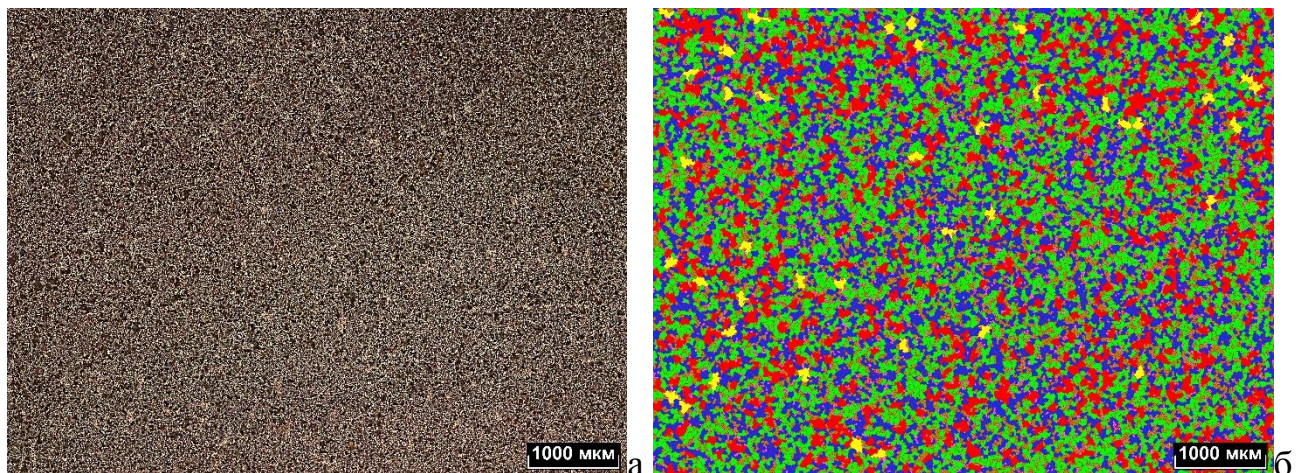


Рисунок 3.10 Микроструктура образца стали 50 СЛ после нормализации с температуры нагрева 950°С (а) и схема разбивки на отдельные зерна (б), произведенная программным комплексом «Тиксомет ПРО»

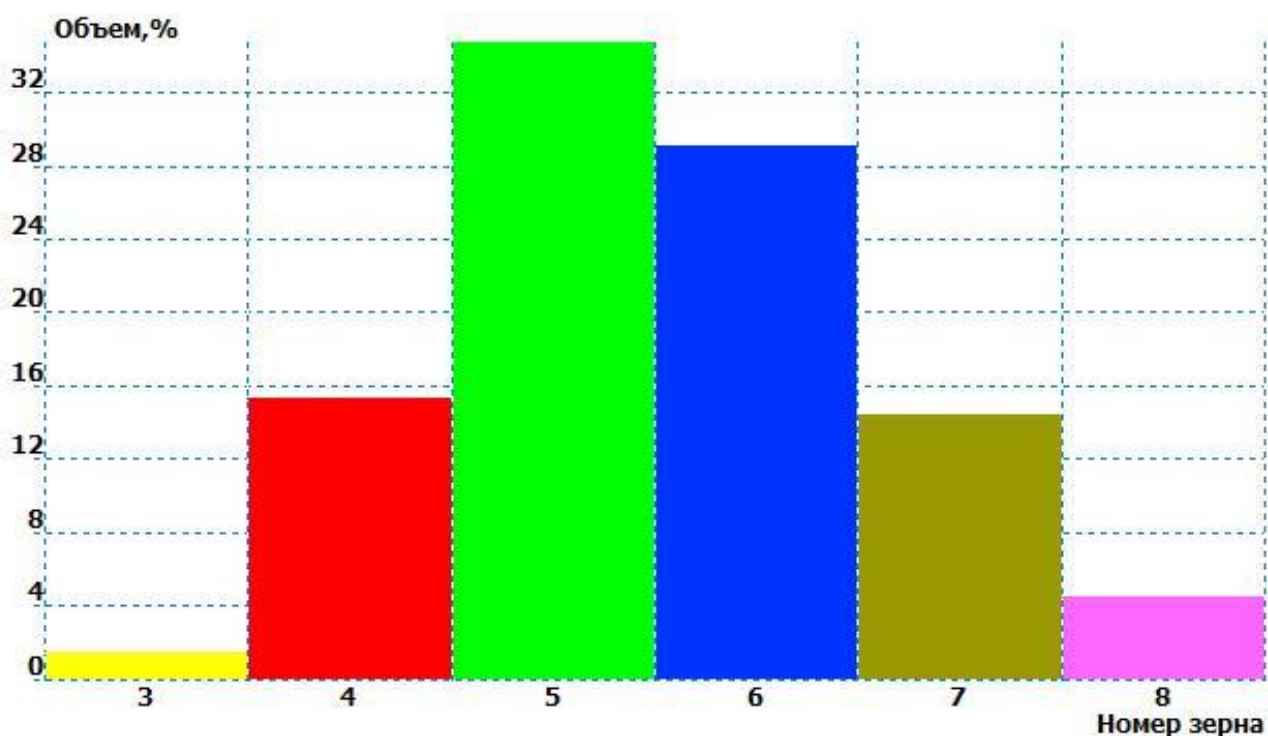


Рисунок 3.11. Гистограмма распределения размеров зерен по номерам. Цветовая кодировка гистограммы соответствует цветовой кодировке зерен на рисунке 3.10б.

Таблица 3.5 Результаты анализа размеров зерна до и после нормализации при 950°C

№	Параметр	Значение			
		До нормализации		После нормализации	
		Вдоль	Поперек	Вдоль	Поперек
1.	Общее количество измеренных зерен, n	695	4486	6516	7169
2.	Количество зерен на 1 мм ² , m	166	681	471	543
3.	Средняя площадь зерна, a мм ²	0,006020 (6020 мкм ²)	0,001469 (1469 мкм ²)	0,002124 (2124 мкм ²)	0,002003 (2003 мкм ²)
4.	Средний диаметр зерна, d _m мм	0,078 (77,59 мкм)	0,038 (38,32 мкм)	0,046 (46,08 мкм)	0,41 (41,07 мкм)
5.	Коэффициент анизотропии зерна, A	0,99	0,99	1,00	1,00
6.	Номер зерна, G	4,00	6,00	6,00	6,00
7.	Средний условный размер зерна, l	69,1 мкм	34,1 мкм	41 мкм	39,2 мкм
8.	Разнозернистость	G ₄ (28,4%), G ₅ (19,0%), G ₃ (18,9%), G ₂ (17,2%)	G ₅ (23,0%), G ₆ (22,2%), G ₇ (17,6%), G ₄ (16,0%)	G ₅ (34,8%), G ₆ (29,2%), G ₄ (15,5%), G ₇ (14,5%)	G ₆ (23,4%), G ₇ (20,9%), G ₅ (17,9%), G ₄ (12,6%)

Как видно из представленных рисунков 3.10–3.11, а также согласно данным таблицы 3.5, при нормализации с температуры 950 °С наблюдается формирование равномерной феррито-перлитной микроструктуры, а также полное исчезновение ферритной сетки по границам бывшего аустенитного зерна. Это, в свою очередь, свидетельствует о полноценном протекании диффузионных процессов и, в свою очередь, полном выравнивании химического состава отливки по всему объему. Кроме того, в направлении кристаллизации отливки происходит измельчение зерна, в результате чего средневзвешенный размер зерна независимо от направления исследования микроструктуры, соответствует шестому баллу.

Таким образом, исходя из результатов проведенных исследований по определению влияния температуры гомогенизационного отжига, можно констатировать, что температура гомогенизационного отжига, равная 950 °С, будет более предпочтительна по сравнению с температурой 850 °С, так как в случае проведения отжига при 950 °С достаточно высокотемпературной выдержки в течение 2 часов для выравнивания химического состава отливок по всему объему. При этом также наблюдается выравнивание размера зерна – в направлении, компланарном направлению роста дендритов при кристаллизации, происходит измельчение зерна с 4 до 6 балла, тогда как в направлении, поперечном росту дендритов, размер зерна после проведения гомогенизационного отжига при 950 °С с последующим охлаждением на спокойном воздухе, не изменяется и соответствует первоначальному размеру, оцененному 6 баллом. В случае проведения гомогенизационного отжига, времени выдержки, равного 2 часам явно недостаточно – при таком сочетании температурно-временных параметров гомогенизационного отжига не происходит полноценного диффузионного перераспределения кремния, в результате чего ферритная сетка по границам бывшего аустенитного зерна частично сохраняется, тогда как перлитная составляющая, имея температуру аустенитизации порядка 730–750 °С (точка A_1 , определенная расчетным и экспериментальным путем), при температуре 850 °С, демонстрирует рост размера зерна до 3 и 4 баллов с 4 и 6 баллов соответственно в направлениях, компланарном и поперечном направлению роста дендри-

тов при кристаллизации расплава в отливке. Оценки временных параметров высокотемпературной выдержки при проведении гомогенизационного отжига отливок из стали 50СЛ, дают продолжительность не менее 6 часов, при этом моделирование процесса роста зерна показывает, что размер зерна будет стремиться к средневзвешенному размеру, равному 4 балла. Более того, многочасовые выдержки при 850 °С (от 6 часов и выше) экономически менее эффективны, чем обработка при 950 °С в течение 2–3 часов. Увеличение времени выдержки в 2–3 раза (при 850 °С против 950 °С) снижает производительность термических печей в 1,5–2 раза. Это, в свою очередь, приводит к пропорциональному росту себестоимости производства фрикционных клиньев из стали 50СЛ.

Таким образом, согласно результатам проведенных исследований по определению оптимальной температуры гомогенизационного отжига, принята температура 950°С при продолжительности такого отжига, равной 2 часам. Данный режим гомогенизационного отжига, во-первых, приводит к гарантированному выравниванию химического состава стали по всему сечению отливок, а во-вторых, за счет значительного сокращения потребного времени высокотемпературной выдержки, позволяет в 1,5–2 раза повысить производительность термических печей, что в свою очередь, позволяет уменьшить себестоимость и в конечном итоге – стоимость готовых изделий.

Применение операций двуступенчатой термической обработки, заключающейся в проведении предварительного гомогенизационного отжига с последующим охлаждением на спокойном воздухе для нормализации химического состава и структурно-фазового состояния по объему отливок, а затем – закалку с повторного нагрева с последующим отпуском, следует признать экономически затратным, так как реализация двухступенчатого процесса термической обработки требует значительного парка оборудования, состоящего как минимум из 5 печей, три из которых должны использоваться для проведения гомогенизационного отжига (в целях синхронизации производственного цикла и равномерно, близкого к 100% коэффициента использования оборудования), а оставшиеся две печи – соответственно для

нагрева гомогенизированных отливок до температуры закалки и последующего отпуска закаленных деталей.

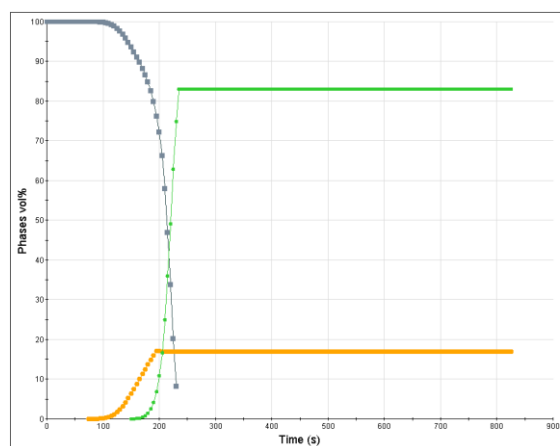
Анализ литературных источников и базы патентов показывает, что объединение операций отжига отливок и нагрева их под закалку успешно используется в промышленности. Наиболее близкий, по сути, процесс представлен в [16]: в соответствии с предложенным методом выполняется двухэтапный нагрев детали под аустенитизацию: первоначально до температуры на 10–20 °С ниже A_{c3} с выдержкой, занимающей 80% (4/5) от общего времени изотермической выдержки, после чего изделие нагревается до диапазона на 30–150 °С выше A_{c3} , где выдерживается в течение оставшихся 20% (1/5) суммарного времени, с последующим водяным охлаждением. Далее реализуется многоступенчатый отпуск, последовательно проводящийся при 660 °С, 640 °С и 600 °С с изотермической выдержкой 90 мин на каждой температурной ступени и финальным охлаждением на воздухе.

Моделирование структурно фазового состояния после закалки, а также определение оптимальной скорости охлаждения при проведении операции закалки и температуры отпуска после закалки с целью получения твердости 260...340 НВ при максимально возможной пластичности, производили также в программном комплексе «OpenCalphad». Результаты моделирования в виде диаграмм представлены ниже. Для проведения моделирования, использовали идеализированный средневзвешенный химический состав стали 50СЛ, который соответствовал среднеарифметическому содержанию основных легирующих элементов в стали. Также использовались и граничные значения химического состава для проверки того, что граничные содержания углерода и легирующих элементов также будут давать требуемые свойства при разработанном режиме термической обработки отливок. Используемые при моделировании значения химического состава стали 50СЛ представлены в таблице 3.5. Кроме того, для моделирования использовались следующие исходные данные: размер исходного зерна стали 50СЛ принимали равным 6, температуру нагрева под закалку принимали равной 950 °С и 850 °С, температуру охлаждения при проведении закалки принимали в диапазоне от 50 до 1 °С/с с шагом 1 градус. Значения

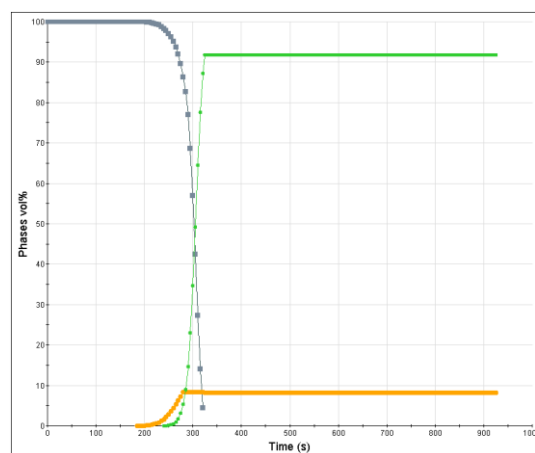
регламентированных примесей (Ni, S, P, Cr, Cu, Al) во всех модельных составах сталей принимались равными среднеарифметическим значениям их содержания в представленных в таблице 2.1 составах плавок стали 50СЛ. Вес одной отливки «Клинофрикционный из стали 50СЛ» принят равным 13 кг согласно данным конструкторской документации.

Таблица 3.6. Значения содержания химических элементов в стали 50СЛ, примененные при проведении моделирования режимов термической обработки в программном комплексе «OpenCalphad»

Марка стали	Массовая доля элементов, %								
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Al
50СЛ, модельная	0,52	1,4	0,55	0,089	0,019	0,020	0,20	0,11	0,016
50СЛ мин	0,46	1,2	0,4	0,089	0,019	0,020	0,20	0,11	0,016
50СЛ макс	0,52	1,6	0,7	0,089	0,019	0,020	0,20	0,11	0,016

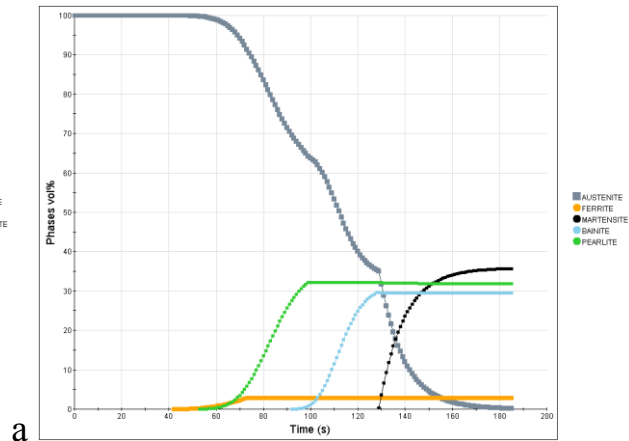
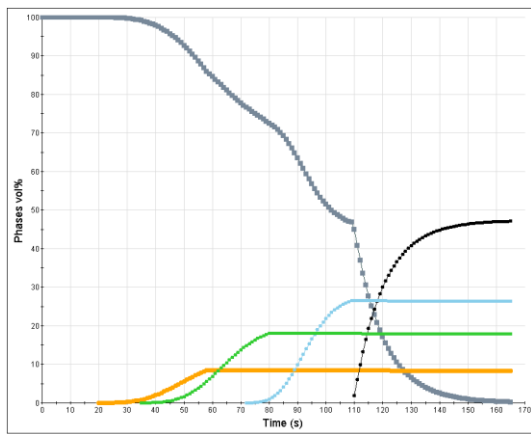


а



б

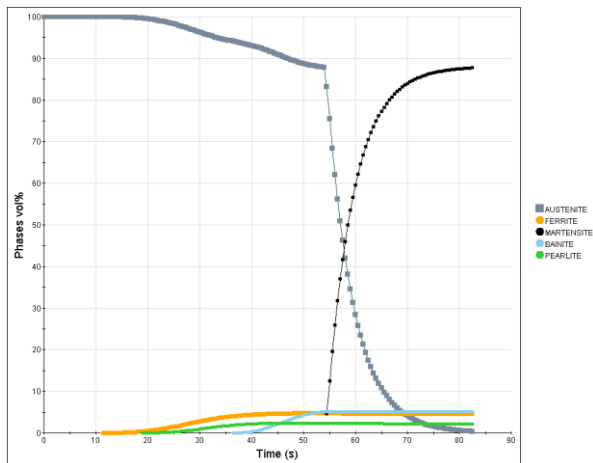
Рисунок 3.12 Фазовый состав стали 50СЛ при скорости охлаждения $V_{\text{охл}}=1$ °C/с с температуры 850°C – а, 950°C – б



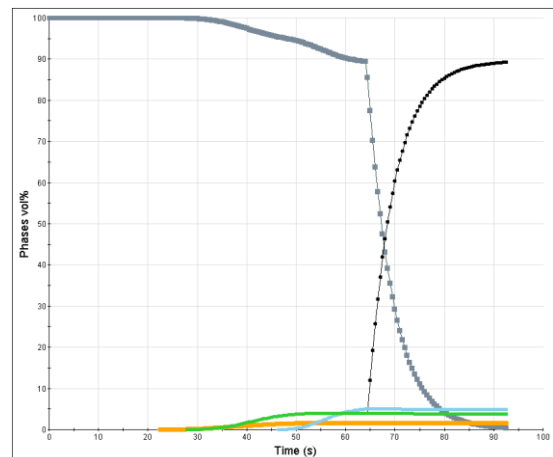
а

б

Рисунок 3.13 Фазовый состав стали 50СЛ при скорости охлаждения $V_{\text{охл}}=5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ с температуры 850°C – а, 950°C – б

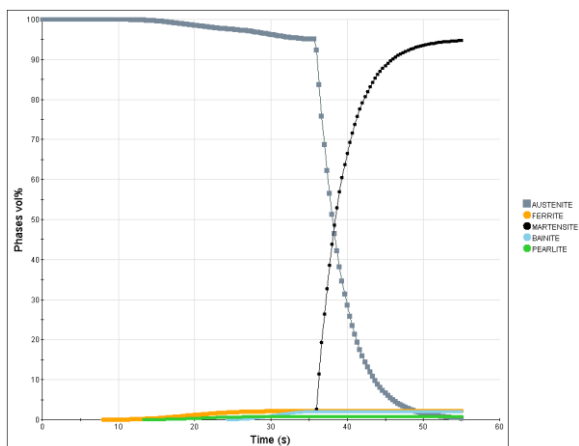


а

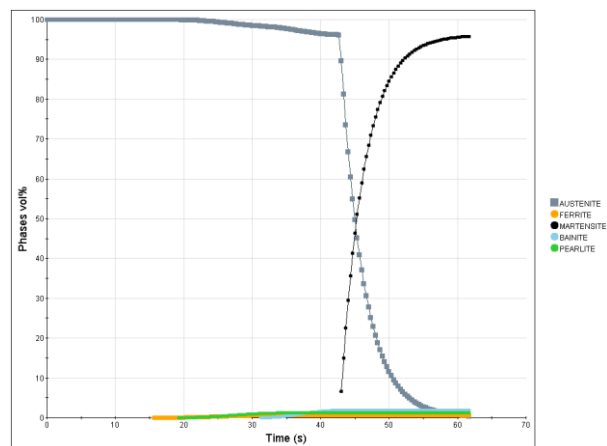


б

Рисунок 3.14 Фазовый состав стали 50СЛ при скорости охлаждения $V_{\text{охл}}=10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ с температуры 850°C – а, 950°C – б

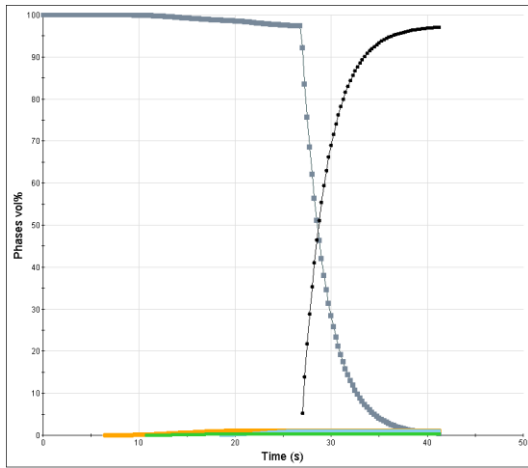


а

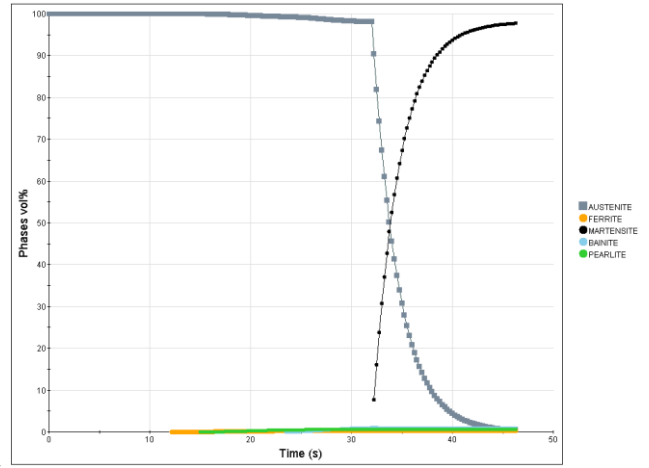


б

Рисунок 3.15 Фазовый состав стали 50СЛ при скорости охлаждения $V_{\text{охл}}=15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ с температуры 850°C – а, 950°C – б



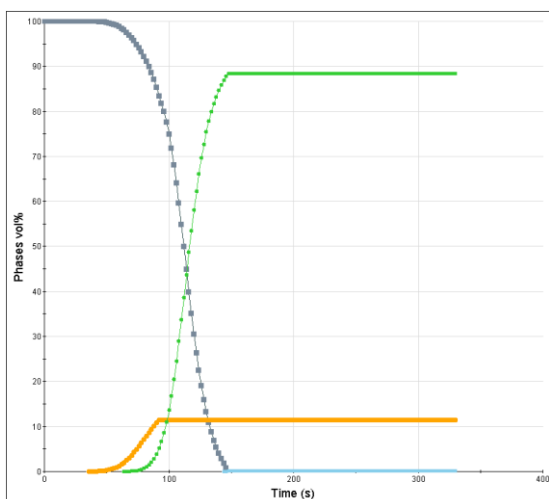
а



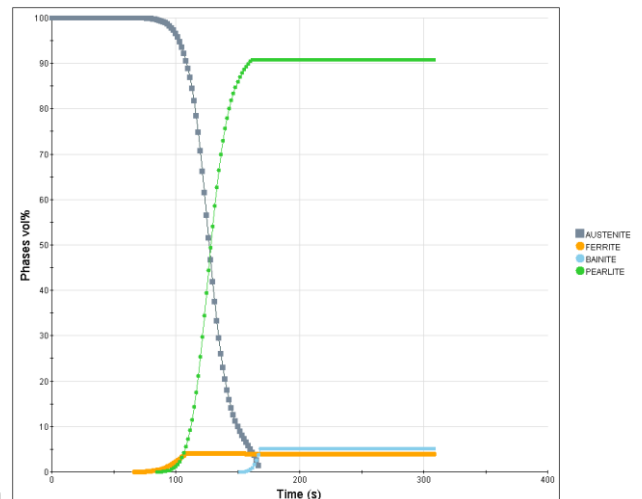
б

Рисунок 3.16 Фазовый состав стали 50СЛ при скорости охлаждения $V_{\text{охл}}=20$ °C/с с температуры 850°С – а, 950°С – б

Согласно приведенным на рисунках 3.12–3.16 диаграмм фазового состояния в зависимости от температуры аустенитизации и скорости охлаждения, оптимальными скоростями охлаждения будут являться скорости охлаждения, равные 5 °C/с как для температуры 850 °C, так и для температуры 950 °C. Диаграммы фазового состояния, демонстрирующие начальную скорость охлаждения, при которой начинаются бейнитное и мартенситное превращения, соответственно представлены на рисунках 3.17 и 3.18.



а



б

Рисунок 3.17 Начало появления бейнита при охлаждении стали 50СЛ с температуры 850 °C – а ($V_{\text{охл}}=2,5$ °C/с), 950 °C – б ($V_{\text{охл}}=3$ °C/с)

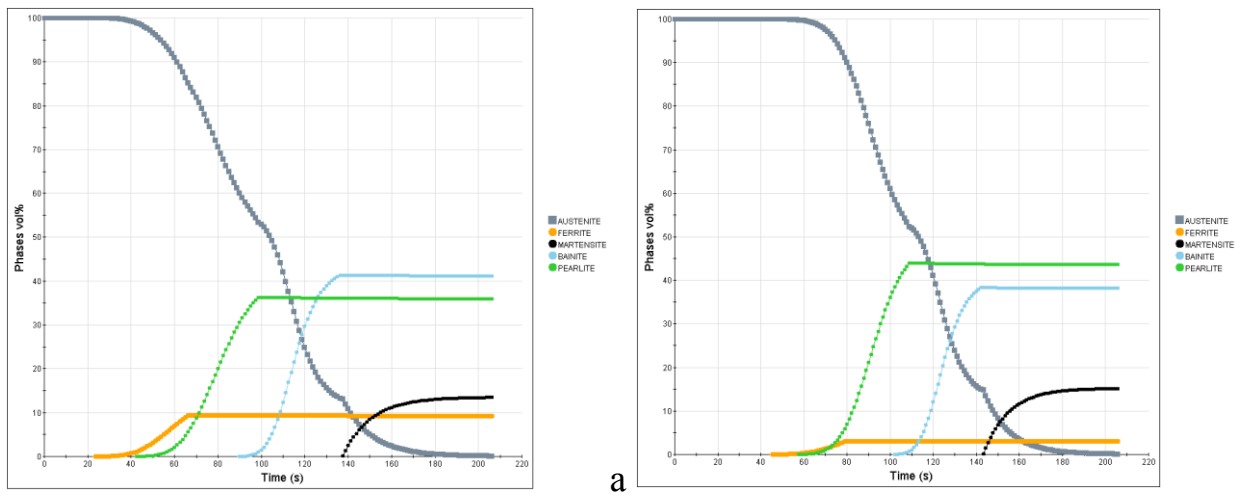


Рисунок 3.18 Появление мартенсита при охлаждении стали 50СЛ с температуры 850 °С – а ($V_{\text{охл}}=4$ °С/с), 950 °С – б ($V_{\text{охл}}=4,5$ °С/с)

Как видно из рисунков 3.15 и 3.16, при скоростях охлаждения выше 15°С/с реализуется в основном мартенситное превращение. При этом, в случае реализации мартенситного превращения, остальные фазы (феррит, перлит, бейнит и аустенит) – отсутствуют. Тогда как при реализации бейнитного превращения, помимо целевой фазы бейнита, имеются также фазы перлита, феррита и мартенсита (мартенсит начинает образовываться при скоростях охлаждения выше 4 °С/с в случае температуры аустенитизации 850 °С и выше 4,5 °С/с – при 950 °С). Таким образом, для получения однородного структурно-фазового состояния и, соответственно, однородных показателей свойств детали после термической обработки, логичнее всего использовать режимы охлаждения, дающие возможность получать 100% мартенсита, который в свою очередь подвергать отпуску с целью получения требуемых показателей твердости (260...340 НВ). В качестве закалочных сред, дающих возможность получения только фазы мартенсита, согласно проведенному моделированию, возможно использование как воды, так и масла.

Проведенные натурные эксперименты показали, что закалка с температуры 950 °С приводит к формированию требуемой структуры мартенсита при этом в силу того, что температура 950 °С значительно превышает температуру A_{c3} , то закалка с этой температуры приводит к возникновению трещин в сердцевине детали,

что в свою очередь влечет к получению неудовлетворительных показателей ударной вязкости. В свою очередь, как было показано в работе ранее, аустенизация под закалку, сопряженная с гомогенизирующим отпуском при 850 °С, требует значительно более продолжительных выдержек для полноценного протекания процесса гомогенизации химического состава отливки по всему сечению. В противном случае, при неполной гомогенизации химического состава по сечению отливки, ударная вязкость термообработанных деталей также находится на недостаточно высоком уровне для обеспечения гарантированной работоспособности фрикционного клина. Исходя из этого, логично проводить совмещенный с гомогенизирующим отжигом процесс аустенитизации при 950 °С с последующим понижением температуры вместе с печью до 850 °С в целях обеспечения высокого качества термической обработки за один цикл нагрева [122, 123].

Экспериментальные исследования подтвердили правильность выбора рекомендованного режима термической обработки – режим №7 в таблице 2.2: двухступенчатый нагрев до температуры аустенитизации проводили до температуры 950 °С ($Ac_3 + (120–140\text{ °C})$) с выдержкой при этой температуре в течение 1,5–2 ч (4/5 общего времени выдержки), затем температуру выдержки снижали до 850–870 °С и выдерживали при этой температуре в течение 0,3–0,4 ч. Общее время двухстадийной высокотемпературной выдержки, включая время на снижение температуры в камере печи, не превышало 3–3,5 ч. По окончании высокотемпературной выдержки детали охлаждали в воде либо в масле и подвергали отпуску в течение 2–2,5 ч при температуре 330–370 °С – режимы №№ 7 и 8 в таблице 2.2 соответственно. Параллельно также проводили закалку в воде либо в масле непосредственно с температуры 850 °С – режимы №4 и №5 по таблице 2.2. Соответствующие термограммы режимов термообработки представлены на рисунке 3.19.

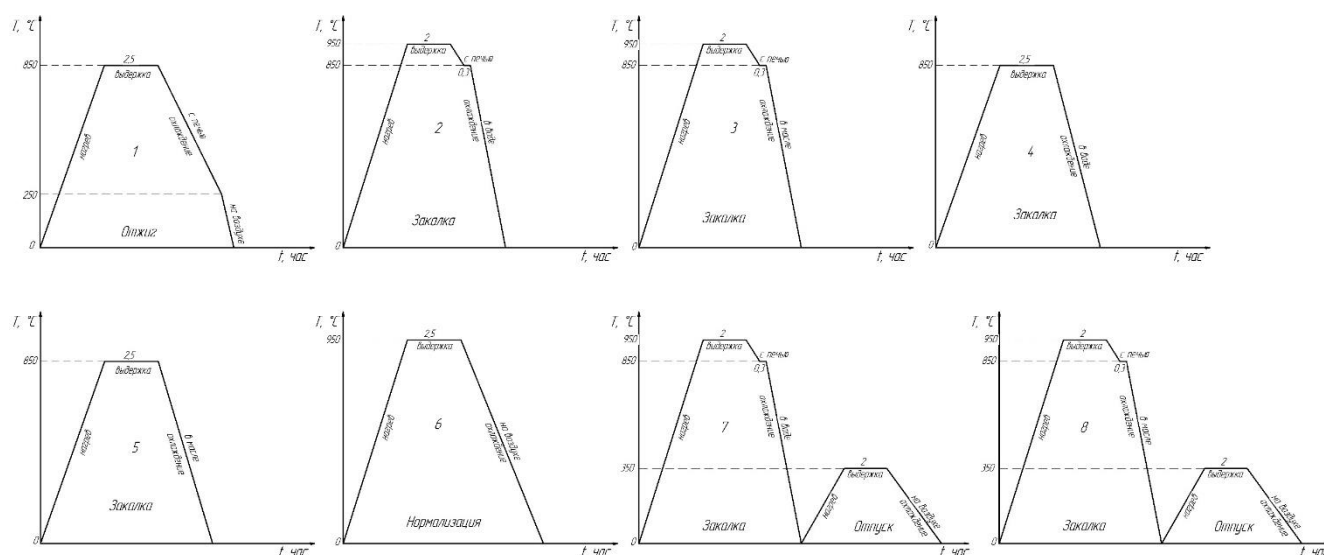


Рисунок 3.19. Термограммы режимов термической обработки в соответствии с таблицей 2.2

Результаты металлографических исследований влияния режимов термической обработки на структурно-фазовое состояние стали 50СЛ представлено ниже.

Для оптимизации процесса термической обработки проводили модельные эксперименты, для которых из тела отливки фрикционного клина вырезались образцы размерами 15x15x70 мм, подвергаемые термической обработке по различным режимам. Количество образцов, подвергавшихся термической обработке по каждому из режимов, составляло не менее 6 шт. Из термообработанных по всем режимам заготовок вырезали образцы для определения ударной вязкости, на которых также измеряли твердость и после определения ударной вязкости проводили фрактографические, дифрактометрические и металлографические исследования.

Структура образца, термообработанного по режиму №1 – феррито-перлитная смесь (рисунок 3.20). В результате термообработки по режиму №1 зерно имеет средний балл, равный 6, тогда как определенный балл бывшего аустенитного зерна соответствует значению -3. Такая структура обладает пониженными значениями ударной вязкости.



Рисунок 3.20 – Микроструктура отожженной отливки из стали 50СЛ с неметаллическими включениями в феррите

Исследования микроструктуры методами оптической микроскопии позволяют сделать вывод, что загрязнения стали в виде сульфидных и оксидных включений сосредоточены преимущественно в феррите. При этом сульфидные включения представлены в основном сульфидом марганца MnS и имеют округлую форму, а оксидные включения представлены в основном оксидом железа FeO , имеют преимущественно вытянутую форму и сосредоточены преимущественно в ферритной сетке по границам бывшего аустенитного зерна (рисунки 3.20 и 3.21). Исследования микроструктуры методами РЭМ с применением EDS-анализа подтверждают данные оптической микроскопии (рисунок 3.22).

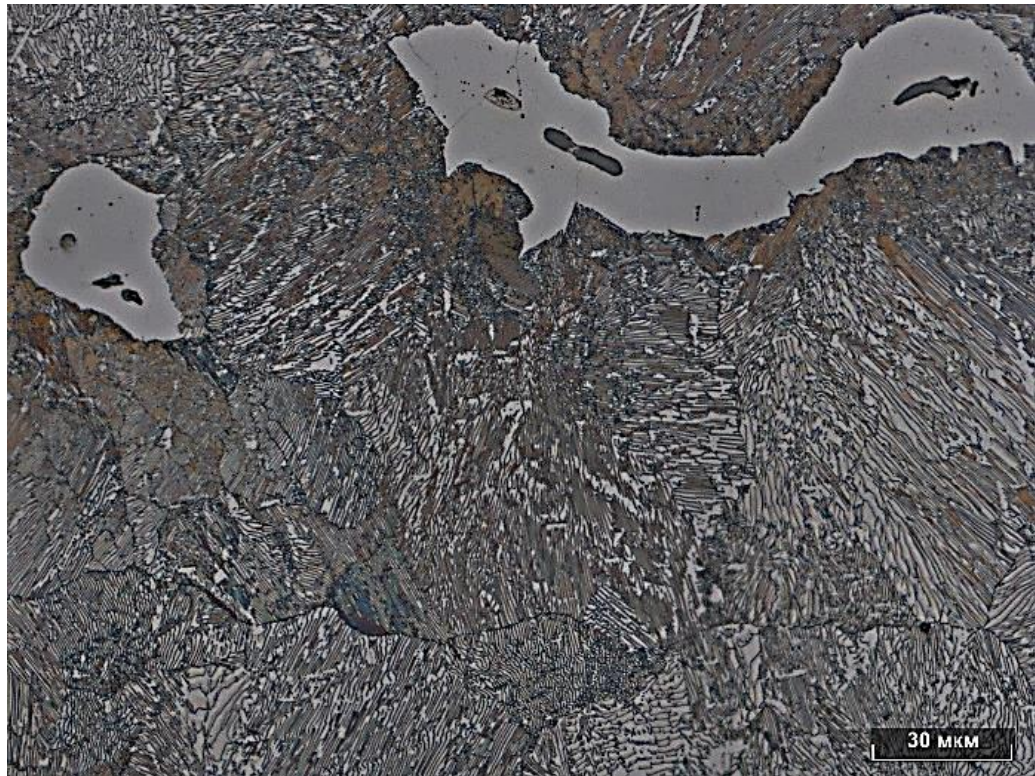


Рисунок 3.21 – Морфология фаз отливки после отжига из стали 50СЛ с неметаллическими включениями в феррите



Рисунок 3.22 – Микроструктура отожженной отливки из стали 50СЛ с неметаллическими включениями в феррите, наблюдаемая при помощи РЭМ. Маленькой стрелкой обозначено включение MnS , большой – включение FeO .

При этом большая часть включений сульфида марганца MnS локализовано в ферритной фазе в виде преимущественно вытянутых либо строчечных включений, тогда как оксид железа FeO локализуется преимущественно в виде глобулярных либо близких к глобулярным включений в зернограницных областях как между перлитными зернами, так и по границам ферритной и перлитной фазы.

Зерна перлита имеют явную, четко выраженную границу, хорошо различимую на изображениях микроструктуры, полученных как методами оптической микроскопии, так и методами РЭМ. При этом на изображениях микроструктуры перлитных зерен, полученных методами РЭМ, можно также различить, что сами зерна перлита разделены на отдельные субзерна, определяемые по разнице в ориентации цементитных пластин (рисунок 3.23). При этом в некоторых блоках пластины цементита представляют собой раздробленные фрагментарные образования (рисунки 3.24 и 3.25). И, судя по всему, их дробление и относительный разворот произошли уже после их образования, в ходе охлаждения материала.



Рисунок 3.23 – Раздробленные цементитные пластины в перлитных зернах

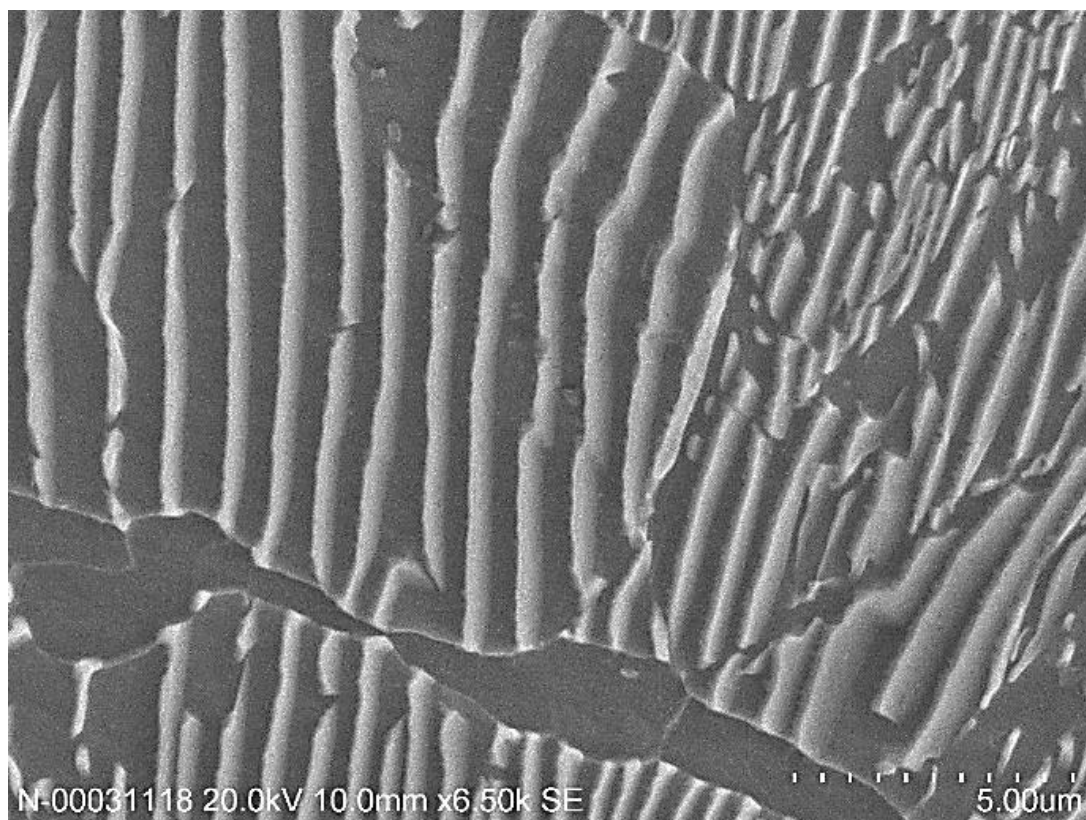


Рисунок 3.24 – Фрагментация и дробление цементитных пластин

Проведенный элементный микроанализ показал, что сталь содержит в качестве основных легирующих элементов углерод, кремний и марганец. При этом кремний и марганец содержатся преимущественно в ферритной фазе, представленной как отдельными образованиями, так и входящей в состав перлита. А подавляющая доля углерода формирует пластины цементита.

Определенный фазовый состав подтверждается также методом рентгеновской дифрактометрии (рисунок 3.25).

Как видно из представленной на рисунке 3.25 дифрактограммы, структура образца представлена α -фазой и цементитом. Все рефлексы α -фазы (110), (200) и (211) соответствуют фазе феррита.

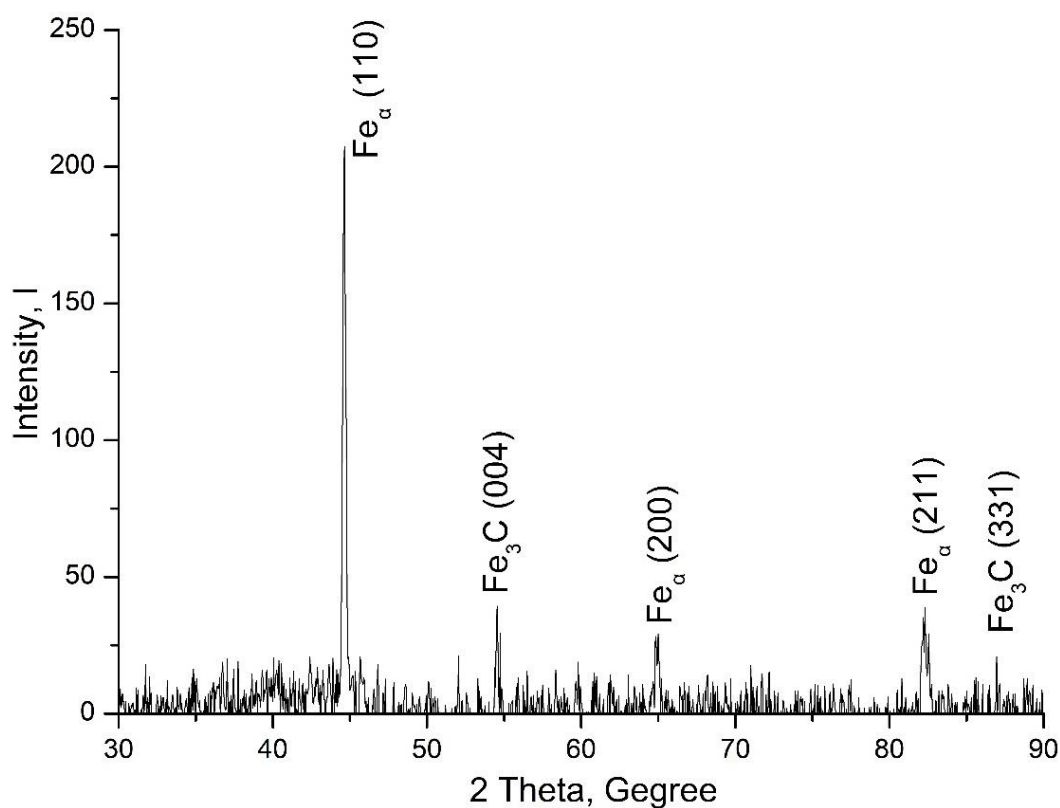


Рисунок 3.25 – Дифрактограмма образца литой стали 50СЛ после отжига (режим №1)

Структура образца, термообработанного по режиму №2 – закаленный мартенсит (рисунок 3.26). Балл бывшего аустенитного зерна определить невозможно. Такая структура обладает пониженными значениями ударной вязкости. При этом в данной микроструктуре очень контрастно проявились неметаллические включения, представляющие собой шлак, состоящий из оксида железа FeO. Фазовый состав данного образца представлен закаленным мартенситом, но присутствует также порядка 4–7 об. % остаточного аустенита (включения белого цвета на рисунке 3.26).

Исследования методами РЭМ подтверждают заключения, сделанные по результатам оптической микроскопии (рисунок 3.27).

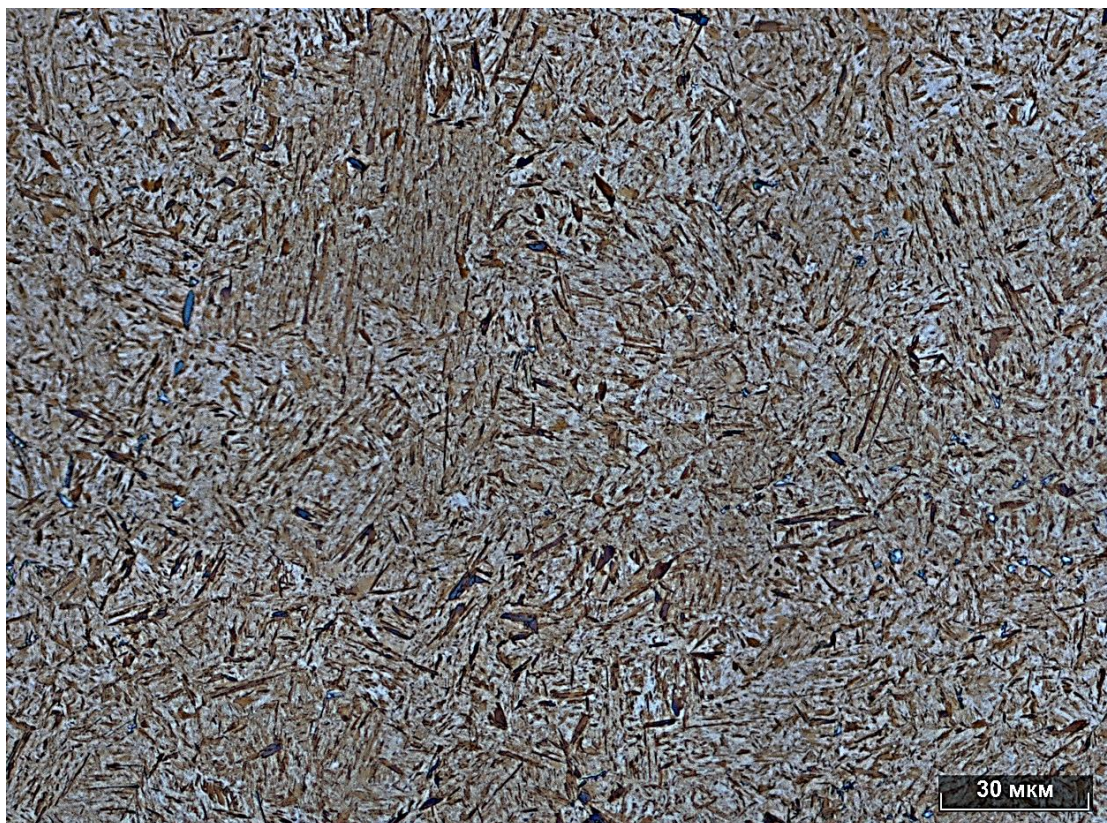


Рисунок 3.26 – Микроструктура мартенсита и остаточного аустенита (белая фаза между иглами мартенсита)



Рисунок 3.27 – Микроструктура образца, термообработанного по режиму №2.

Наличие остаточного аустенита очень хорошо отслеживается методом рентгеновской дифрактометрии (рисунок 3.28).

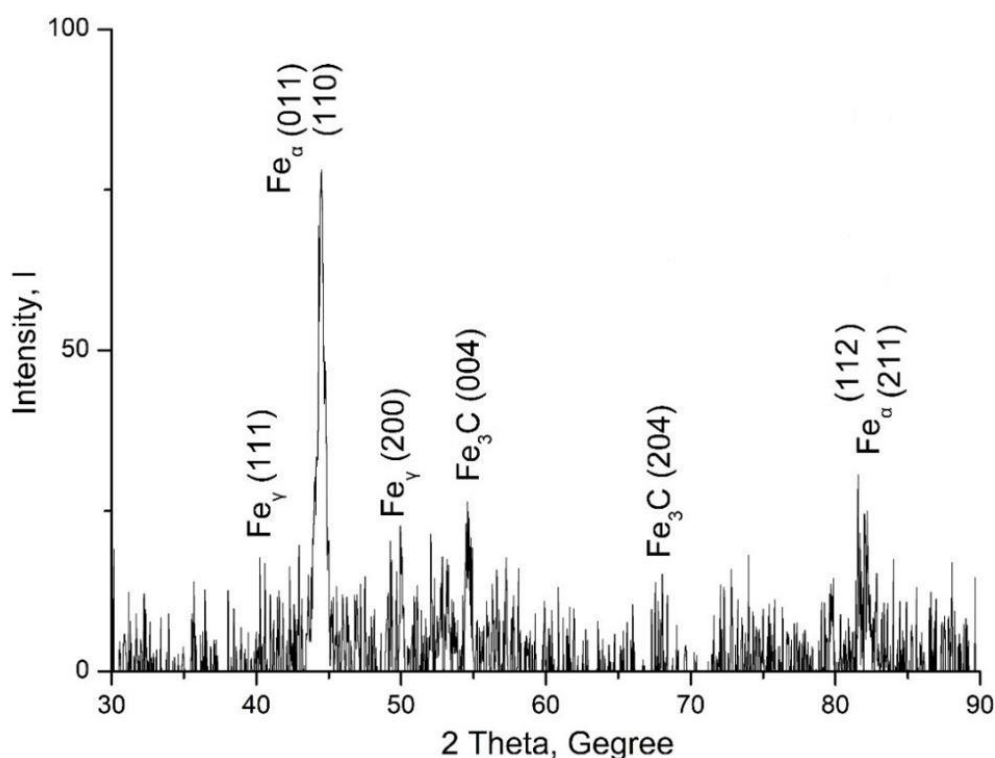


Рисунок 3.28 – Дифрактограмма образца литой стали 50СЛ, термообработанного по режиму №2

Как видно на изображениях микроструктур закаленного образца, все неметаллические включения выкрошились в ходе пробоподготовки, так как находились в сложнапряженном состоянии всестороннего сжатия, обусловленном напряжениями в металлической матрице, возникшими в результате мартенситного превращения.

Как видно из приведенной на рисунке 3.28 дифрактограммы, общая интенсивность рефлексов по сравнению с дифрактограммой равновесного состояния, снизилась примерно в 2,5 раза. Кроме того, рефлексы α - и γ - фазы сдвинуты относительно равновесного положения на величину $0,015\text{--}0,02^\circ$. Кроме того, в данном случае α -фаза представлена фазой мартенсита, о чем свидетельствуют смещения рефлексов α -фазы относительно равновесных рефлексов, представленных на рисунке 3.28. Также можно отметить присутствие γ -фазы (аустенит) в статистически

значимых пределах.

Структура образца, термообработанного по режиму №3 – смесь мартенсита и троостита (рисунки 3.29, 3.30).

Как видно на изображениях микроструктур, в случае закалки в масле с температуры 850 °С, фазовый состав образца представлен остаточным аустенитом, тонкопластинчатым перлитом (трооститом) и мартенситом. Содержание фаз при этом составляет: аустенит – на уровне 5 об. %, мартенсит – порядка 70 об. %, троостит – остальное (около 25 об. %). Указанный фазовый состав подтверждается также результатами дюрометрических испытаний: при максимальной твердости образца после закалки на уровне 57–61 HRC, в образце присутствуют области с твердостью 32–35 HRC. Остаточный аустенит на изображениях микроструктуры, полученных методами оптической микроскопии окрашен в белый цвет, тогда как на изображениях, полученных методами РЭМ, он окрашен в черный цвет.

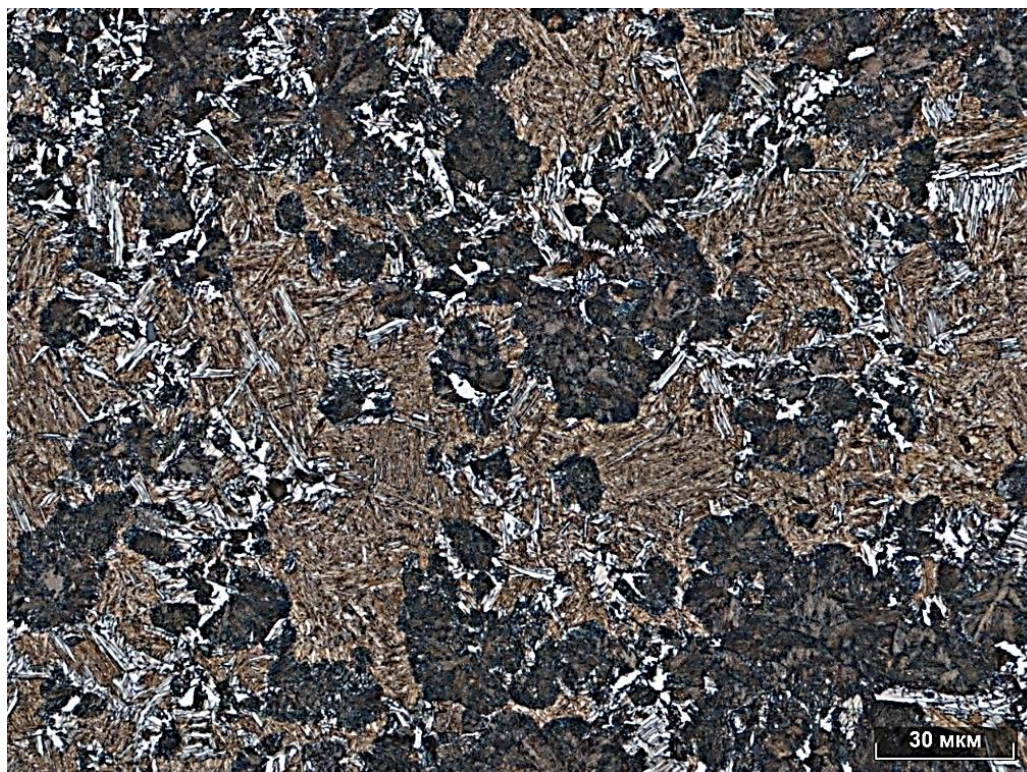


Рисунок 3.29 – Структурное состояние образца из стали 50СЛ, термообработанного по режиму №3. Остаточный аустенит окрашен в белый цвет – фаза между иглами мартенсита)



Рисунок 3.30 – остаточный аустенит (черного цвета), мартенсит (игольчатые структуры в левой половине снимка) и мелкопластинчатый перлит (тростит) в правой половине снимка.

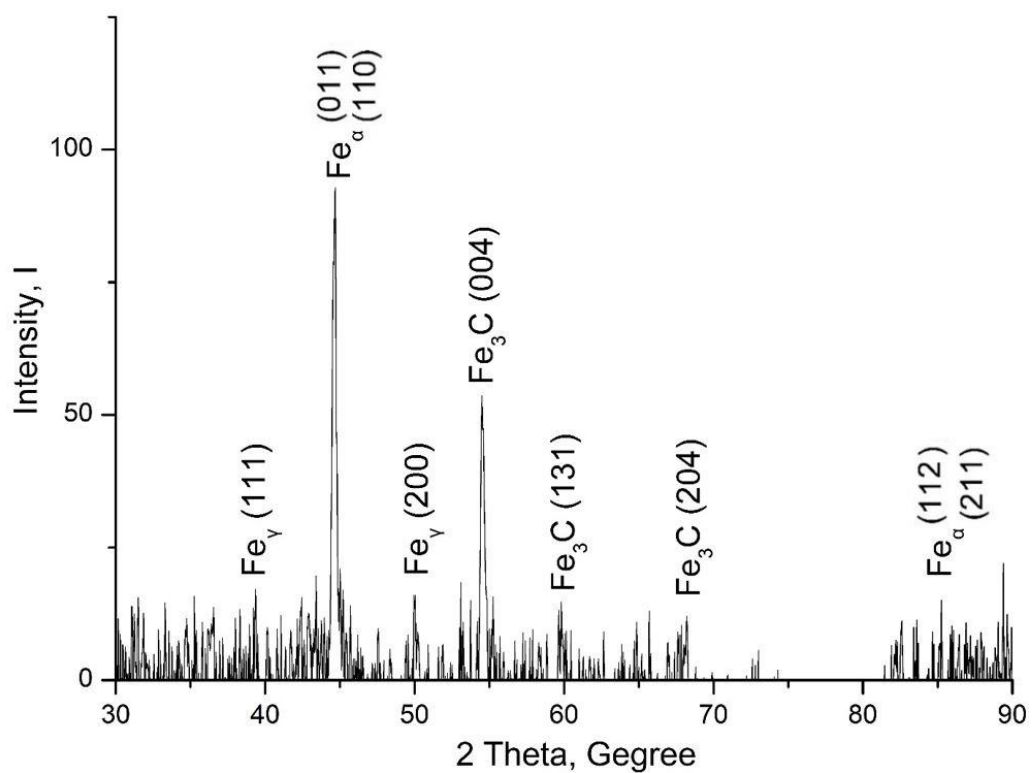


Рисунок 3.31 – Дифрактограмма образца литой стали 50СЛ, термообработанного по режиму №3

Как видно из дифрактограммы, приведенной на рисунке 3.31, общая интенсивность рефлексов по сравнению с дифрактограммой равновесного состояния, снизилась примерно в 1,5 раза. Кроме того, в данном случае α -фаза представлена преимущественно в виде мартенсита.

Установить фазовую принадлежность в данном образце возможно в результате того, что методами световой оптической микроскопии с высокой точностью локализовано местоположение отдельных фазовых составляющих, а также по данным микрорентгеноспектрального анализа. Наличие остаточного аустенита очень хорошо отслеживается и подтверждается методом рентгеновской дифрактометрии.

Как видно из рисунка 3.32, структура образца, термообработанного по режиму №4 – мартенсит, аналогичный структуре, приведенной на рисунке 3.26.

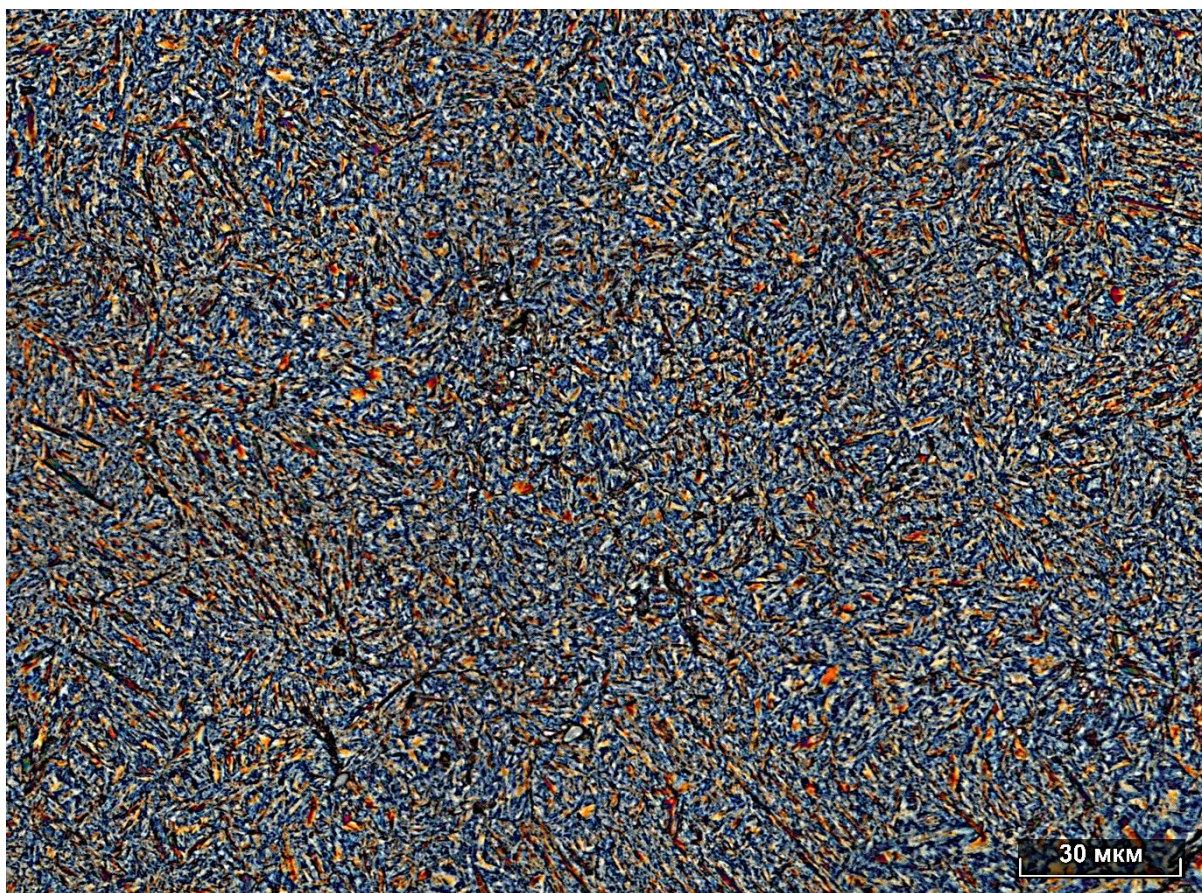


Рисунок 3.32 – Микроструктура образца отливки из стали 50 СЛ, термообработанной по режиму №4.

Остаточный аустенит в данном образце не отслеживается методами оптической микроскопии по причине его высокой дисперсности, однако на дифрактограммах образца его присутствие четко различимо (рисунок 3.33).

Как видно из дифрактограммы, образец представляет собой крайне неравновесную систему фаз, в которую входят α -фаза в виде мартенсита, мелкокристаллические включения карбидов железа Fe_3C и включения γ -фазы в виде аустенита, имеющие также мелкокристаллический характер. О высокой степени измельчения кристаллитов аустенита и цементита свидетельствует высокий диффузный фон на дифрактограмме и данные по результатам микроскопических исследований. Малая интенсивность рефлексов целевых фаз (мартенсит, аустенит, цементит) также свидетельствует о высокой степени напряжений в кристаллической решетке металлической матрицы и высокой степени неравновесности как фазового, так и химического состава.

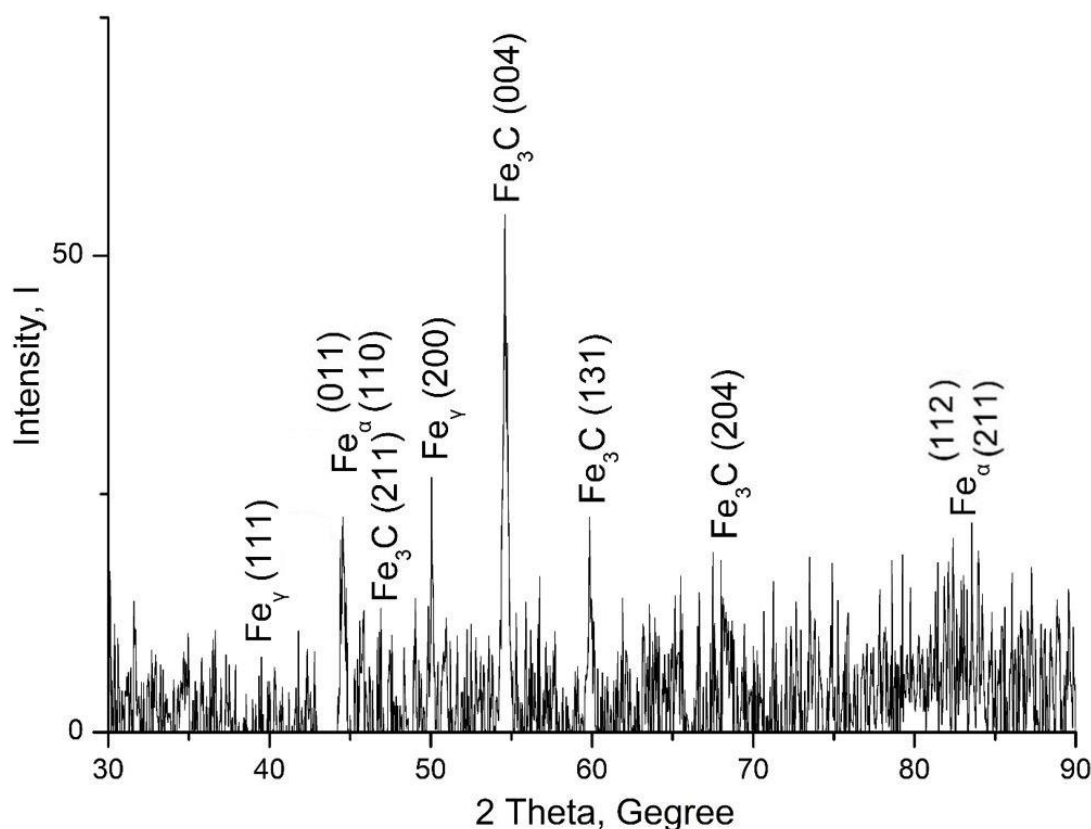


Рисунок 3.33 – Дифрактограмма образца литой стали 50СЛ, закаленного по режиму №4

Измерения твердости показали изотропность структурно-фазового состояния образца после закалки, а сами значения твердости составили 61–63 HRC.

В случае замены охлаждающей среды с воды на масло (режим №5), структурно-фазовое состояние образцов из литой стали 50 СЛ претерпевает значительные изменения. Количество мартенсита в данном случае не превышает 20 об. %, остальное в фазовом составе по данным оптической микроскопии соответствует трооститу. Наиболее вероятно, что аустенит и цементит в данном образце имеют форму мелкодисперсных частиц, расположенных по трооститной фазе и между мартенситными иглами (рисунок 3.34).



Рисунок 3.34 – Микроструктура образца стали 50 СЛ, термообработанной по режиму №5.

При этом выделения других фаз между мартенситными иглами минимальны из-за достаточно высокой компактности мартенситных включений и их островкового расположения. Измерения твердости закаленных в масле образцов показали

результаты 48–52 HRC. Помимо микроскопических исследований, структурно-фазовое состояние образцов подтверждалось также методом рентгеновской дифрактометрии (рисунок 3.35).

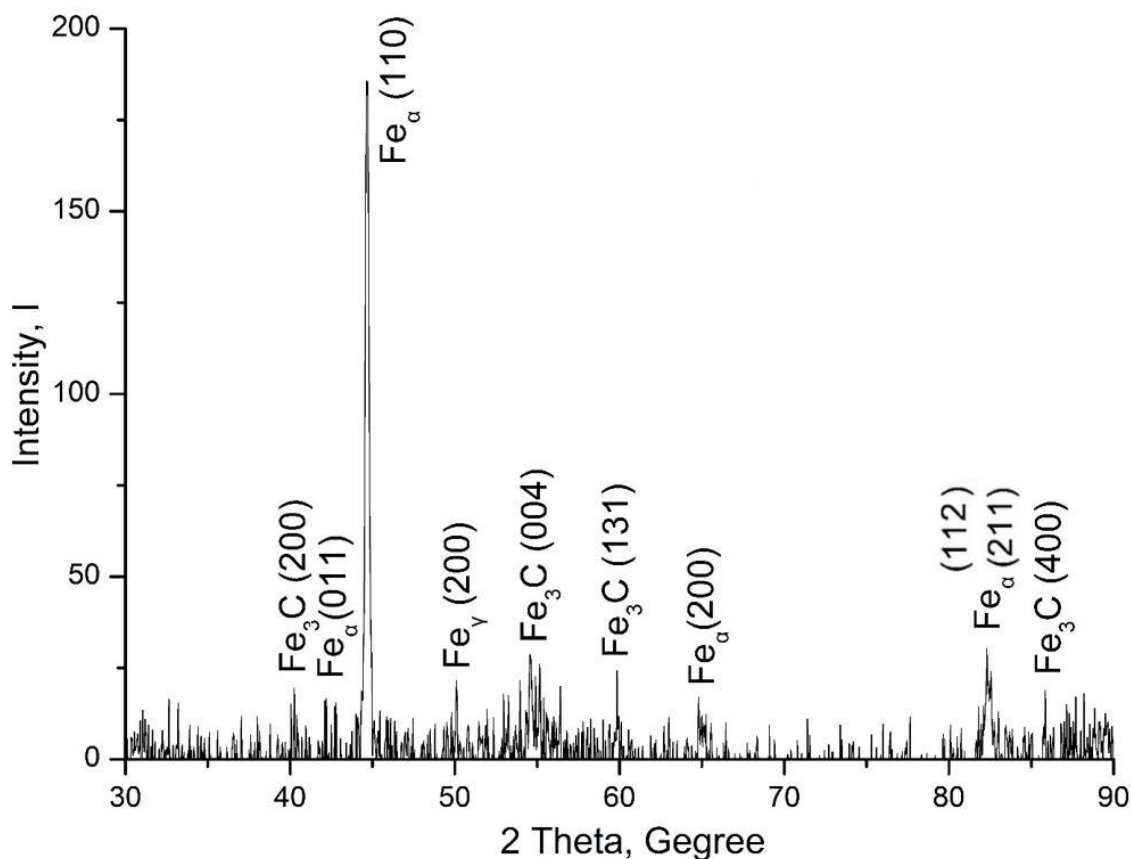


Рисунок 3.35 – Дифрактограмма образца стали 50 СЛ, термообработанного по режиму №5

Как видно по дифрактограмме, приведенной на рисунке 3.35, при замене закалочной среды с воды на масло, повышается степень однородности структурно-фазового состояния, а также снижается уровень напряженности кристаллической решетки, что отражается на снижении уровня диффузного фона. Судя по дифрактограмме, в образце в основном присутствуют фазы феррита и цементита, а аустенит и мартенсит присутствуют в следовых количествах. Кроме того, судя по рефлексам мартенсита, степень деформации элементарной ячейки мартенсита в данном образце крайне мала, что позволяет говорить о том, что в данном случае мартенсит – отпущенный.

Структура образца, термообработанного по режиму №6 – феррито-перлитная смесь (рисунок 3.36), при этом феррит в основном в виде отдельных зерен. Полученное в результате нормализации зерно имеет средневзвешенный показатель размера зерна, равный 6 баллам. При этом размер перлитных колоний соответствует среднему баллу 5, тогда как размеры ферритных зерен – среднему баллу 8. Средний балл бывшего аустенитного зерна соответствует значению 7. Необходимо отметить, что часть выделений феррита локализована по границам бывшего аустенитного зерна, что свидетельствует о перегреве стали. Такая структура обладает пониженными по сравнению с закаленными образцами, значениями твердости (на уровне 30–32 HRC) и допустимыми значениями остальных свойств.

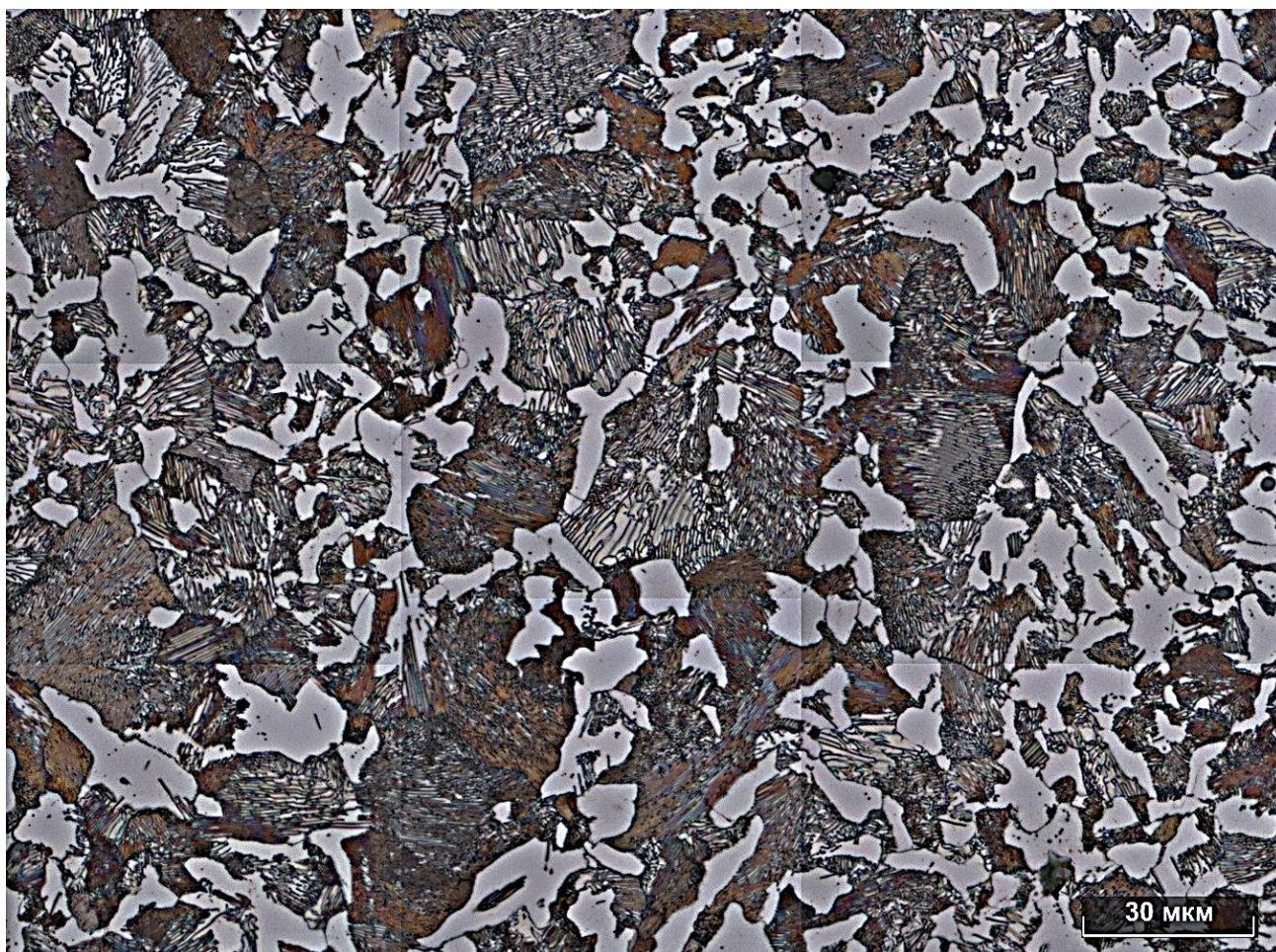


Рисунок 3.36 – Микроструктура и форма цементита в перлите нормализованного образца отливки из стали 50СЛ, термообработанного по режиму №6.

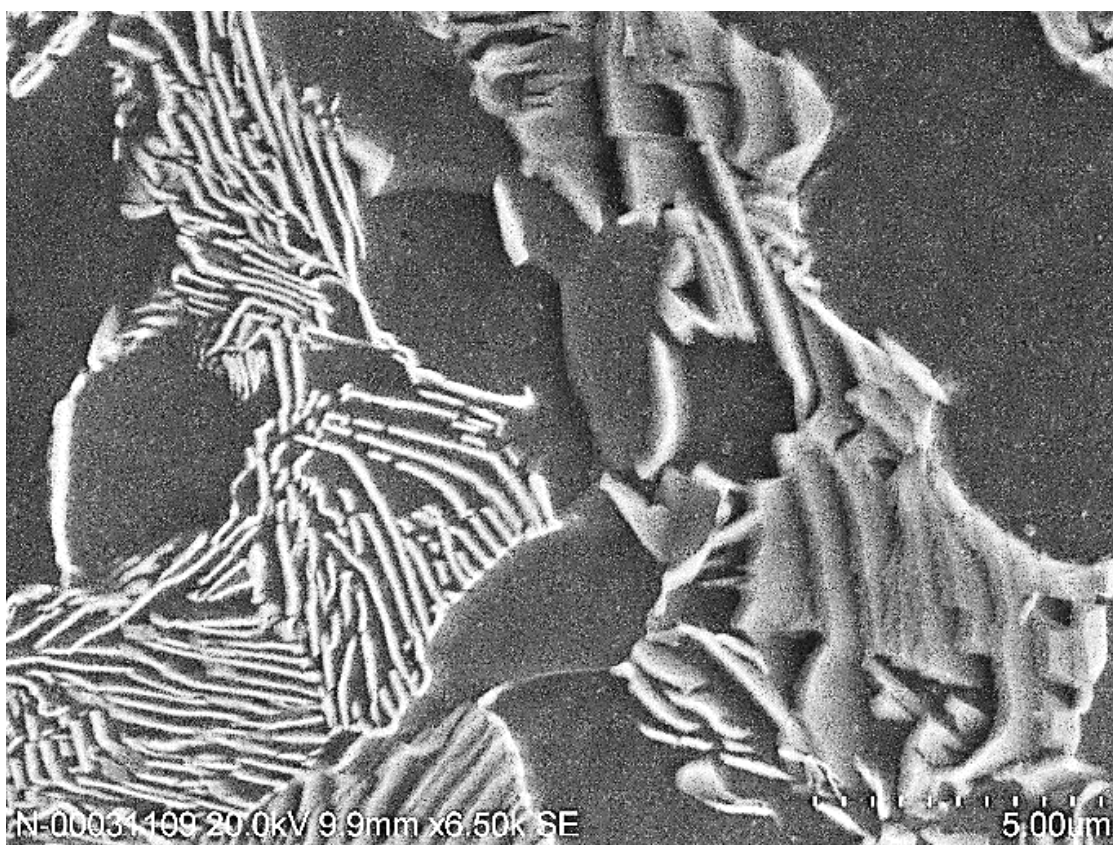
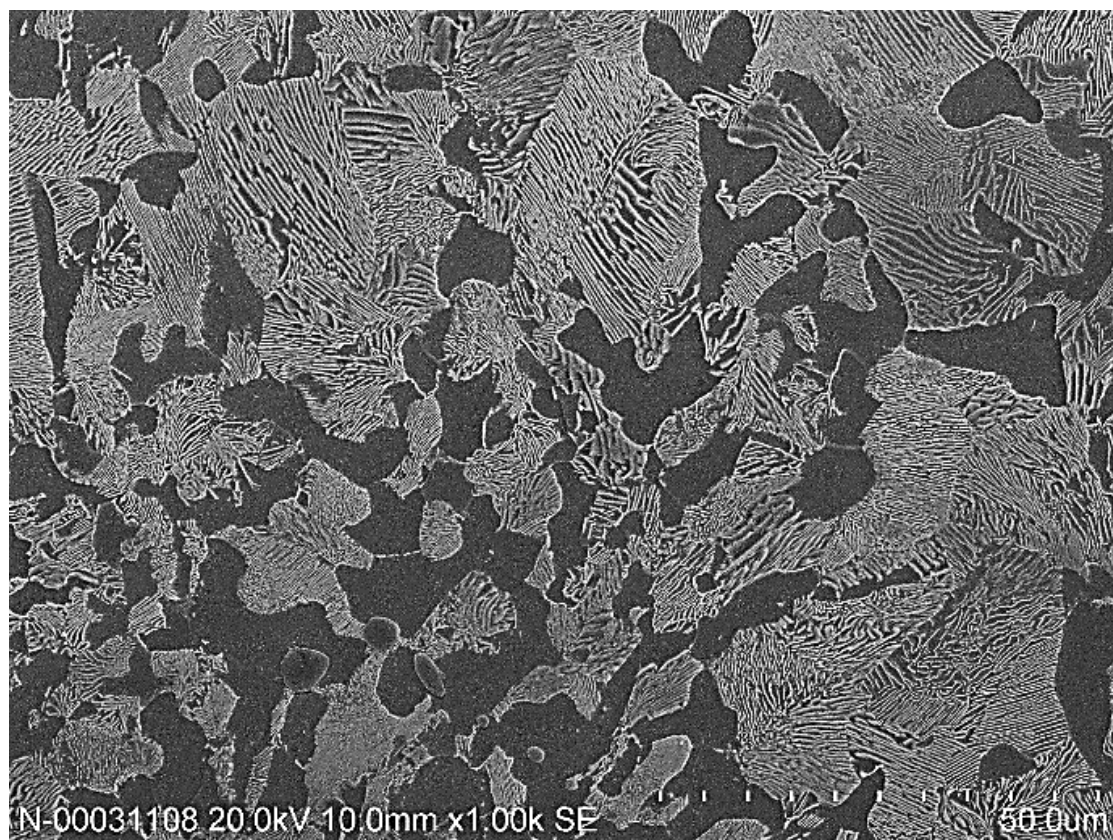


Рисунок 3.37 – Микроструктура и размер перлитных колоний нормализованного образца отливки из стали 50СЛ, РЭМ.

Некоторая часть ферритных зерен (порядка 15 об. %) расположены в виде обрамления границ зерен перлита, однако их полигональная морфология не позволяет говорить о видманштеттовой структуре. Соотношение феррита к перлиту в данном случае составляет порядка 0,4/0,6, что приблизительно соответствует данным диаграммы «железо-углерод» и также характеризует полученную структуру как равновесную.

Проведенные исследования фазового состава образца на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6.0 (рисунок 3.38) позволили обнаружить в составе образца незначительное количество остаточного аустенита, локализованного, вероятно, наряду с ферритом. В остальном же, судя по дифрактограмме, структурно-фазовое состояние образца в целом равновесное, кристаллические решетки всех фаз не имеют значительных искажений.

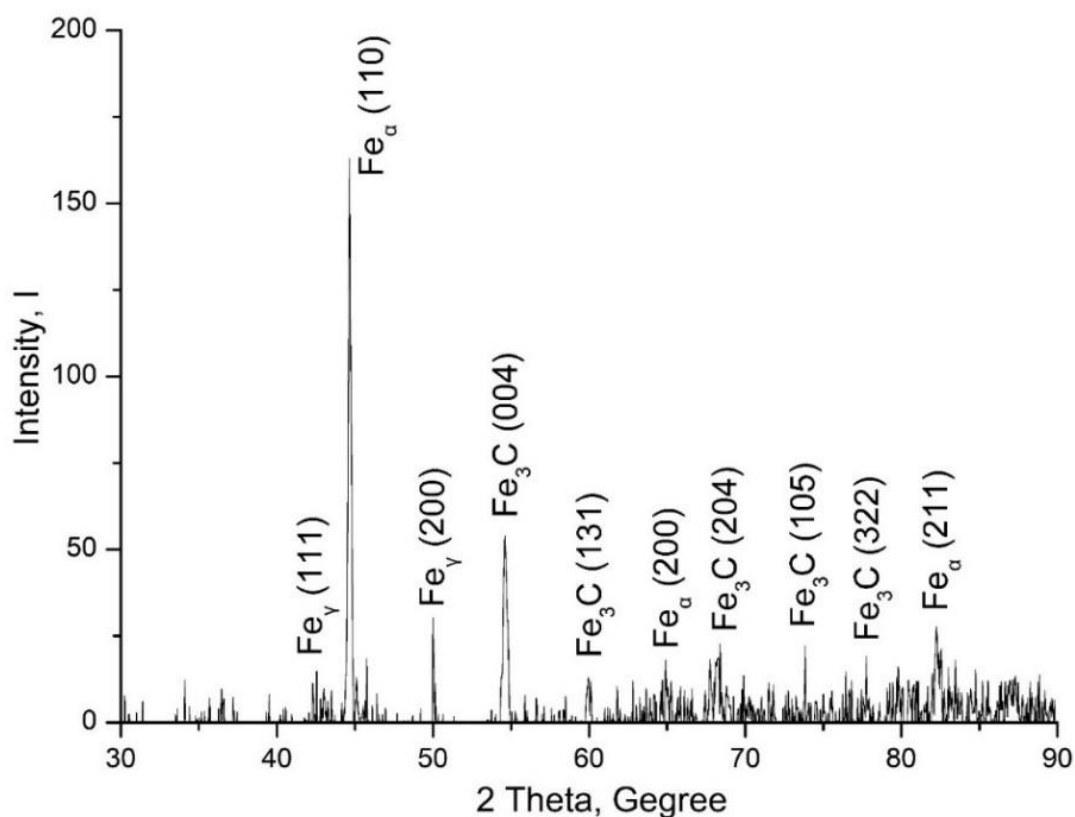


Рисунок 3.38 – Дифрактограмма стали 50СЛ после охлаждения на спокойном воздухе с температуры 950°С (режим №6)

Из фотографии микроструктуры видно, что отдельные зерна перлита состоят из нескольких субзерен, различающихся как размерами межпластинчатого расстояния,

так и степень разориентировки направления цементитных пластин. При этом в отдельных случаях, высокая степень разориентировки цементитных пластин позволяет характеризовать перлитные блоки как отдельные зерна. Границы ферритных зерен при фиксации микроструктуры методом РЭМ практически не прослеживаются. В отдельных случаях их возможно угадать по мелкодисперсным либо строчечным выделениям преимущественно цементита по границам ферритного зерна.

Структура образца, термообработанного по режиму №7 – отпущенный мартенсит (рисунок 3.39).



Рисунок 3.39 – Микроструктура образца из стали 50СЛ, термообработанного по режиму №7

Фотографии микроструктуры, полученные методами РЭМ, подтверждают данные оптической микроскопии (рисунок 3.40). На фотографиях микроструктуры, выполненных при высоком разрешении, можно различить выделения цементита,

имеющих форму, близкую к глобулярной и располагающихся по границам мартенситных игл. Средний размер цементитных выделений составляет порядка 70–90 нм, отдельные частицы достигают размеров 400 нм, однако их количество составляет 0,3 % от общего количества частиц цементита. В то время как количество цементитных включений с размерами от 70 до 90 нм составляет 92 % от общего количества частиц цементита.

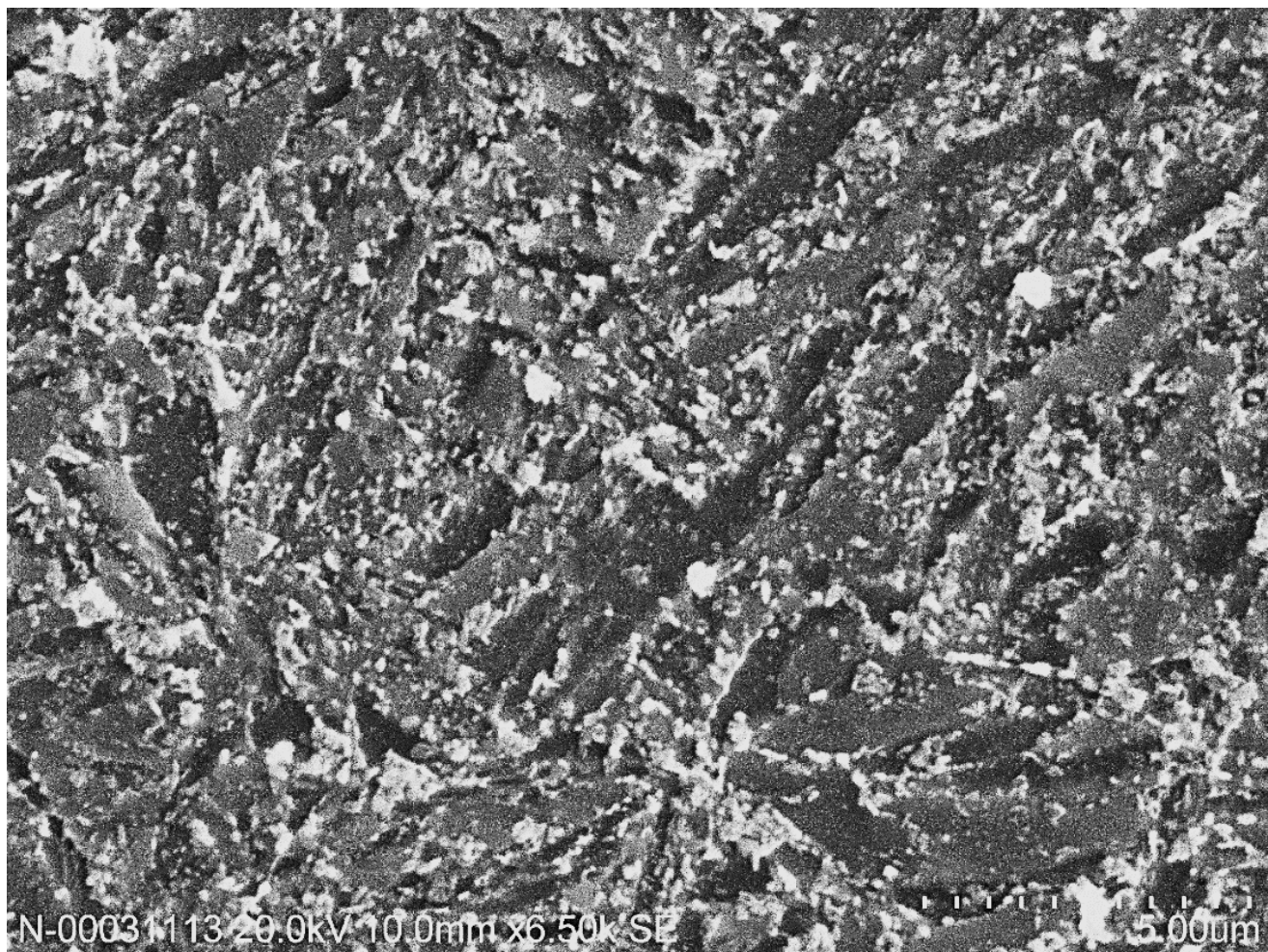


Рисунок 3.40 – Цементитные выделения в стали 50СЛ, термообработанной по режиму №7

Как видно из представленной на рисунке 3.41 дифрактограммы, структурно-фазовое состояние образца – мартенсит и цементит.

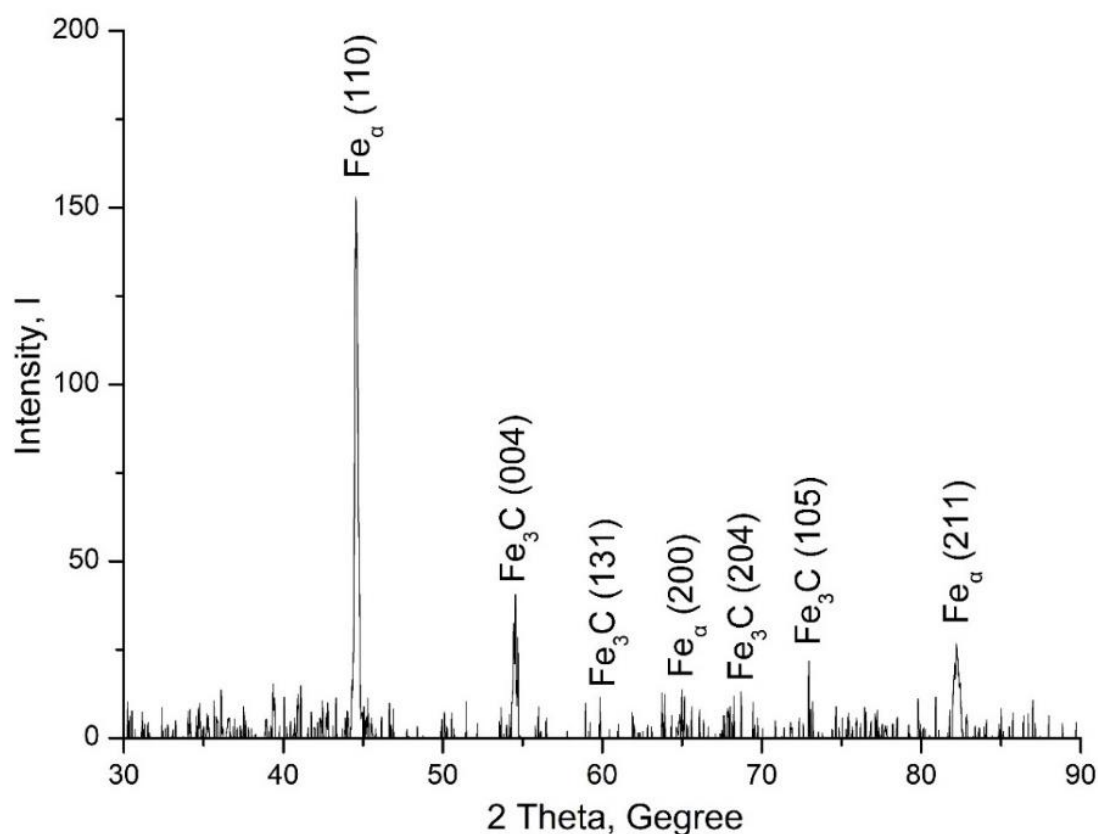


Рисунок 3.41. Дифрактограмма образца из стали 50СЛ, термообработанного по режиму №7

Рефлексы остаточного аустенита отсутствуют, что можно объяснить его распадом при отпуске. Рефлексы феррита несколько смещены и уширены, что свидетельствует о деформации его кристаллической решетки по сравнению с «чистым» ферритом. Деформация кристаллической решетки наблюдается в результате растворенных атомов углерода. Рефлексы цементита характерны для бездефектного цементита, что свидетельствует о формировании цементитных включений в результате диффузионных процессов, произошедших в ходе отпуска и равновесном формировании цементитных включений.

Структура образца, термообработанного по режиму №8 (Рисунок 3.42) – смесь феррита в количестве 4–6 об. % и мартенсита (остальное).



Рисунок 3.42. Микроструктура образца из стали 50 СЛ, термообработанного по режиму №8

Как видно из представленной микроструктуры, при понижении скорости охлаждения в случае применения масла в качестве закалочной среды, приводит к формированию на начальном этапе некоторого количества феррита. Фото микроструктуры демонстрирует, что структурное состояние образца – преимущественно отпущенный мартенсит, средняя длина мартенситных игл составляет 18–20 мкм. Кроме мартенсита, в образцах имеется также фаза феррита, локализованная в виде отдельных островковых скоплений ферритных зерен размерами до 15 мкм. Среднее содержание феррита составляет порядка 5 об.%.

Изображения микроструктуры, полученные при помощи РЭМ также подтверждают данные оптической микроскопии (рисунок 3.43).

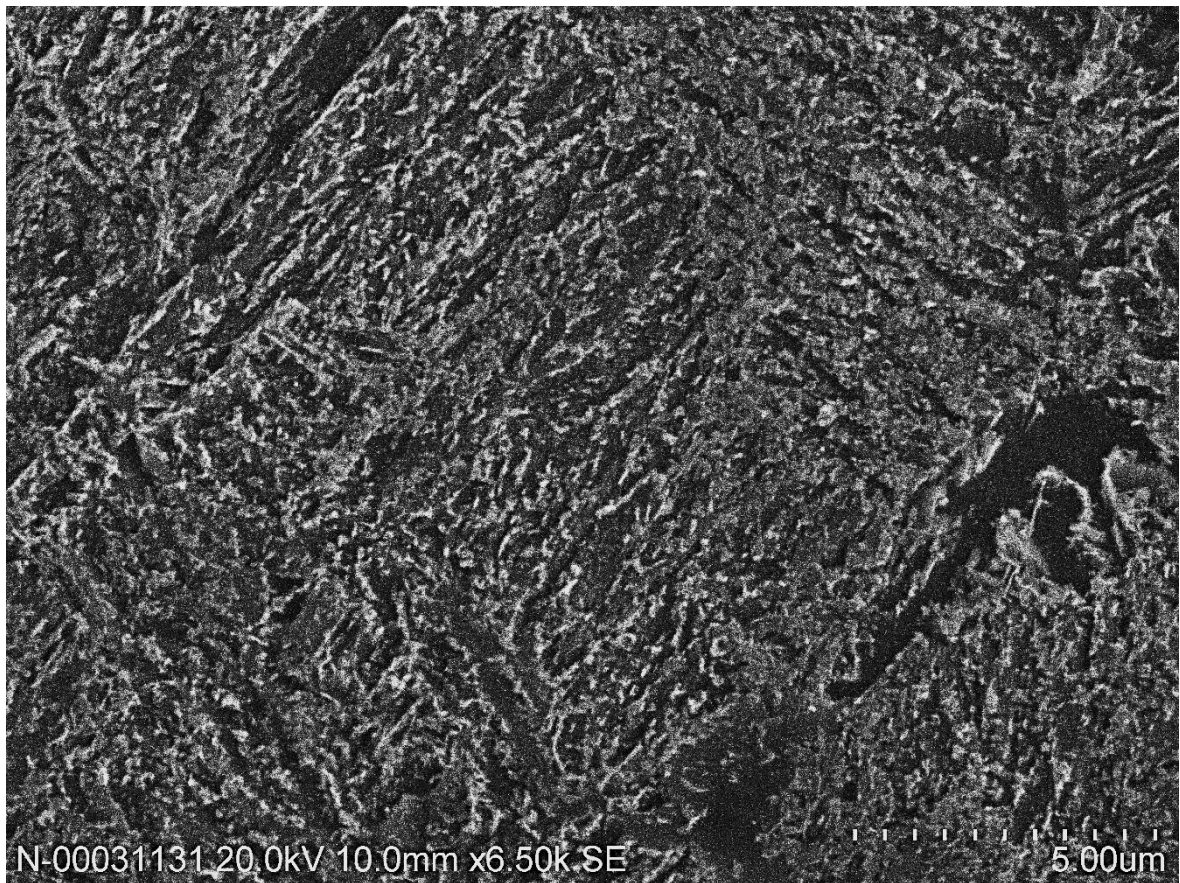


Рисунок 3.43 – РЭМ изображение структуры стали 50СЛ, термообработанной по режиму №8

На фотографии микроструктуры, выполненной РЭМ при высоком разрешении, можно различить выделения цементита, располагающихся по границам мартенситных игл. При этом, общее количество таких частиц меньше, чем в случае охлаждения образца в воде. Наиболее вероятная причина этого – более низкие скорости охлаждения образца в масле, в результате чего имеется больше времени для диффузионного перераспределения углерода в мартенсите и получение менее дефектного и напряженного мартенсита в результате закалки образца в масле. При последующем отпуске закаленного в масле образца перераспределение углерода происходит менее интенсивно и количество выделений цементита уменьшается наряду с увеличением дисперсности этих выделений.

Отдельно стоит рассмотреть выделения ферритной фазы – данные выделения полностью свободны от цементитных выделений, что свидетельствует об их обра-

зовании в верхнем температурном интервале еще до начала мартенситного превращения и, как следствие – диффузионному вытеснению углерода наряду с формированием максимально совершенной кристаллической решетки α -фазы. Данное утверждение подтверждается данными дифрактографических исследований (рисунок 3.44) – рефлексы α -фазы и цементита на данной дифрактограмме соответствуют максимально равновесным структурно-фазовым состояниям исследованных фаз.

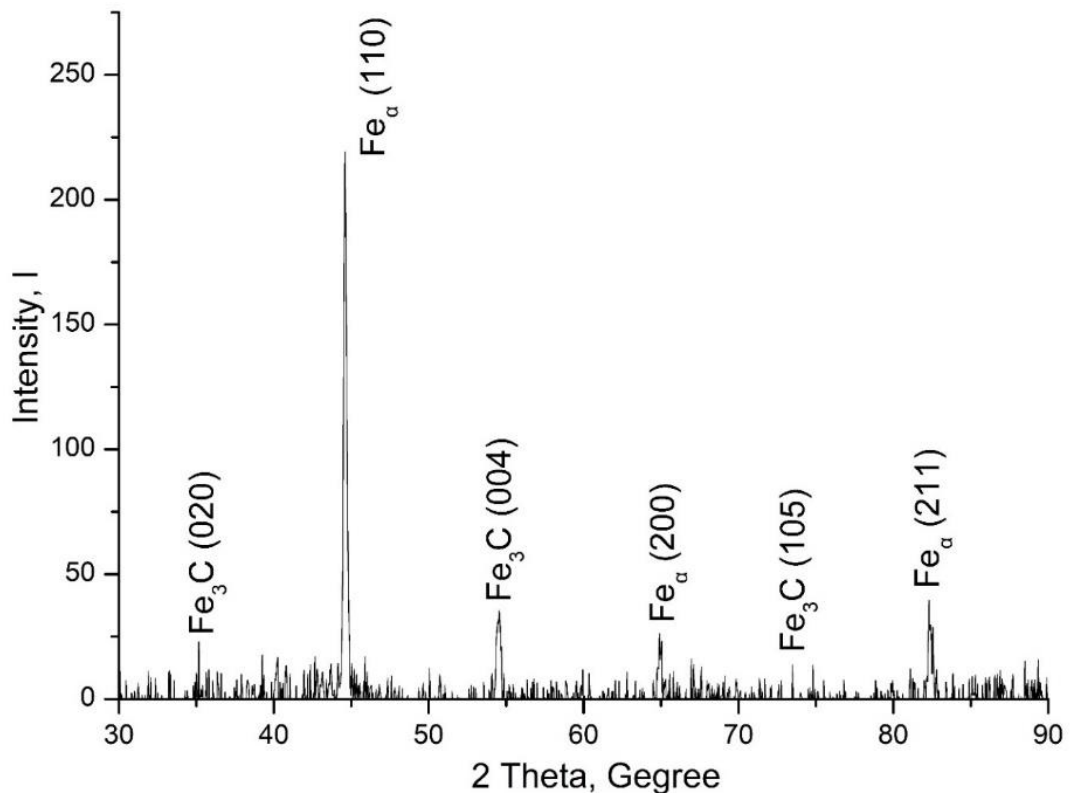


Рисунок 3.44 – Дифрактограмма образца из стали 50СЛ, термообработанного по режиму №8

Для определения содержания углерода в мартенситной фазе по данным рентгеновской дифрактометрии, можно воспользоваться выражениями Курдюмова [17, 122]:

$$\begin{cases} c = a_0 + 0,118P \\ a = a_0 - 0,015P \end{cases} \quad (3.1)$$

где a , c – параметры решетки, Å

a_0 – параметр решетки чистого феррита,

P – содержание углерода в мартенсите, масс. %

Зная параметры решетки a и c мартенсита, можно оценить его степень тетрагональности в зависимости от содержания в нем углерода

Из выражения (3.1), с учетом того, что параметр кристаллической решетки чистого феррита $a_0 = 2,861 \text{ \AA}$:

$$\begin{cases} P = \frac{c-2,861}{0,118} \\ P = \frac{2,861-a}{0,015} \end{cases} \quad (3.2)$$

Параметры кристаллической решетки фаз определялись в автоматическом режиме при помощи программного обеспечения «PDWin». Результаты проведенных исследований по определению содержания углерода в мартенсите при помощи рентгенофазового анализа представлено в таблице 3.7.

Как видно из таблицы, режимы №№ 1 и 6 характеризуются параметрами решетки, близкими к параметрам ОЦК решетки, соответствующей α -железу. Режимы №№ 2–5 имеют тетрагональную кристаллическую решетку, соответствующую пересыщенному твердому раствору углерода в α -железе (мартенсит). При этом наибольшая степень тетрагональности кристаллической решетки соответствует режиму №2: $c/a = 1,01854061$, при этом согласно результатам вычисления, в мартенсите содержится 0,398 масс. % углерода. При уменьшении скорости охлаждения (при замене охлаждающей среды с воды на масло – режим №3), степень тетрагональности решетки уменьшается до $c/a = 1,01588054$, а содержание углерода в мартенсите снижается до 0,341 масс. %. Общее содержание углерода в исследованной плавке стали 50СЛ, оцененное при помощи оптико-эмиссионного спектрального анализа, составляло 0,47 масс. % (плавка АСЛЗ №594 (№4) в таблице 2.1).

Таблица 3.7. Параметры основных пиков образцов, размеров кристаллической решетки α -фазы и концентрация в ней углерода по результатам рентгеноструктурного анализа

Режим термо- обработки	Фазы (индексы)	Параметры основных пиков				Р, масс. %	с/а
		2 Θ , град	a, Å	c, Å	I, усл.ед.		
1	Fe $_{\alpha}$ (110)	44,65	2,8608	2,8612	207	0,014	1,00012654
	Fe $_{\alpha}$ (200)	64,95	2,8608	2,8612	49,7	0,014	1,00012654
	Fe $_{\alpha}$ (211)	82,3	2,8608	2,8612	29,3	0,012	1,00013842
2	Fe $_{\alpha}$ (011)	44,3	2,8550	2,9080	82,4	0,398	1,01854061
	Fe $_{\alpha}$ (110)	44,5	2,8550	2,9080	40,9	0,398	1,01854061
	Fe $_{\alpha}$ (112)	82,05	2,8550	2,9078	31,8	0,397	1,01849393
	Fe $_{\alpha}$ (211)	82,2	2,8550	2,9078	18,8	0,397	1,01849393
3	Fe $_{\alpha}$ (011)	44,45	2,8559	2,9012	88,4	0,341	1,01588054
	Fe $_{\alpha}$ (110)	44,65	2,8559	2,9012	44,1	0,341	1,01588054
	Fe $_{\alpha}$ (112)	85,25	2,8559	2,9011	22,5	0,340	1,01583389
	Fe $_{\alpha}$ (211)	85,5	2,8559	2,9011	14,1	0,340	1,01583389
4	Fe $_{\alpha}$ (011)	44,55	2,8556	2,9031	24,8	0,357	1,01662707
	Fe $_{\alpha}$ (110)	44,6	2,8556	2,9031	12,6	0,357	1,01662707
	Fe $_{\alpha}$ (112)	83,95	2,8556	2,9031	21,2	0,357	1,01662707
	Fe $_{\alpha}$ (211)	84	2,8556	2,9031	11	0,357	1,01662707
5	Fe $_{\alpha}$ (011)	44,45	2,8556	2,9038	18,4	0,363	1,01690705
	Fe $_{\alpha}$ (110)	44,65	2,8556	2,9038	177,9	0,363	1,01690705
	Fe $_{\alpha}$ (200)	64,95	2,8601	2,8684	17,4	0,063	1,00292965
	Fe $_{\alpha}$ (112)	82,15	2,8601	2,8684	8,8	0,063	1,00292965
	Fe $_{\alpha}$ (211)	82,3	2,8601	2,8684	27,8	0,063	1,00292965
6	Fe $_{\alpha}$ (110)	44,65	2,8607	2,8608	158,7	0,021	1,00003251
	Fe $_{\alpha}$ (200)	64,95	2,8607	2,8608	19,4	0,021	1,00003251
	Fe $_{\alpha}$ (211)	82,3	2,8607	2,8608	27,8	0,021	1,00003251
7	Fe $_{\alpha}$ (110)	44,55	2,8597	2,8715	150	0,089	1,00413930
	Fe $_{\alpha}$ (200)	64,85	2,8597	2,8715	14,5	0,089	1,00413930
	Fe $_{\alpha}$ (211)	82,2	2,8597	2,8715	26,5	0,089	1,00413930
8	Fe $_{\alpha}$ (110)	44,6	2,8605	2,8649	217,4	0,033	1,00153434
	Fe $_{\alpha}$ (200)	64,9	2,8605	2,8649	25,3	0,033	1,00153434
	Fe $_{\alpha}$ (211)	82,25	2,8605	2,8649	47,2	0,033	1,00153434

Разница между общим содержанием углерода в стали и его содержанием в мартенситной фазе находится в остаточном аустените, а также в виде цементитных включений. При этом следует также отметить, что наряду с мартенситом, в образце,

термообработанном по режиму №5 имеется также фаза троостита, что подтверждается относительно низкими оценками содержания углерода в мартенситной фазе на рефлексах плоскостей (112) и (211), а также появлением на дифрактограмме явного рефлекса (200), занимающего положение на дифрактограмме ($2\Theta=64,95^\circ$, рисунок 3.35), аналогичное положению данного рефлекса на дифрактограмме для отожденного образца (режим ТО №1, рисунок 3.25), а также образца после нормализации (режим ТО №6, рисунок 3.38). О том, что при термической обработке стали 50СЛ по режимам №№ 7 и 8, структурно-фазовое состояние соответствует отпущенному мартенситу, свидетельствуют результаты расчетов параметра тетрагональности кристаллической решетки, а также определенные параметры самой кристаллической решетки – степень тетрагональности кристаллической решетки α -фазы снизилась по сравнению с режимами №№ 2 и 3 на порядок (таблица 3.7), а сами режимы соответственно отличаются только охлаждающей средой (режимы №№ 2 и 7 – охлаждение в воде, режимы №№ 3 и 8 – охлаждение в масле) а также наличием (режимы №№ 7 и 8) либо отсутствием (режимы №№ 2 и 3) отпуска. Рассчитанное содержание углерода в α -фазе при этом снизилось с 0,398 масс. % (режим №2) до 0,089 масс. % (режим №7) в результате проведенного отпуска после закалки в воде. В случае использования масла в качестве закалочной среды, содержание углерода в α -фазе уменьшилось с 0,341 масс. % (режим №2) до 0,33 масс. % (режим №8) в результате проведенного отпуска.

Таким образом, по совокупности проведенных исследований, оптимальным режимом следует признать режим №7: нагрев до 950°C , выдержка 2 ч, остывание с печью до 850°C , выдержка 0,3 ч, охлаждение в воде. Отпуск при 350°C , 2 ч. При термической обработке по данному режиму исключается необходимость в предварительном отжиге отливок фрикционного клина, так как в процессе нагрева и последующей выдержки при температуре 950°C происходят процессы гомогенизации химического состава отливок, а дополнительная выдержка в процессе остывания отливок с печью до 850°C и выдержка при этой температуре гарантирует выравнивание температурных полей и градиентов химического состава по сечению отливок.

Стандартная технология термообработки предусматривает выполнение отжиговой обработки отливок в интервале 920–950 °С с минимальной выдержкой 2 часа, после чего осуществляется охлаждение вместе с печью до достижения температуры ниже 400 °С. На данном этапе охлаждение до комнатной температуры разрешается проводить на воздухе. Согласно данной схеме, закалка включает повторный нагрев до 850 °С, изотермическую выдержку 0,8–1 час и последующее охлаждение в воде. Завершающей стадией является осуществление отпуска отливок при 350 °С продолжительностью не менее 2 часов.

По сравнению с традиционной технологией термообработки фрикционного клина из стали 50СЛ, разработанная термическая обработка позволяет сократить производственный цикл за счет исключения операции предварительного отжига при совмещении операции предварительного отжига и нагрева под закалку в одном цикле. Таким образом, цикл термической обработки отливок фрикционного клина сокращается в 2,5 раза на каждую тонну изделий: по разработанной технологии весь процесс термической обработки 1 тонны отливок фрикционного клина в условиях двух предприятий: ООО «Композит-инжиниринг» и ООО «СибТрансМаш» занимает 6–7 часов, в то время как процесс термической обработки 1 тонны отливок фрикционного клина по традиционной технологии занимает не менее 15–17 часов. Помимо сокращения времени операции термообработки, сокращаются также трудо- и энергозатраты на операцию термической обработки, а также операционное время работы термических печей. Кроме того, практически непрерывный режим работы термических печей при минимальных колебаниях температурного режима печи за счет исключения периодических охлаждений печи до 400 °С, значительно повышает ресурс работы футеровки печи.

Заключение по главе 3

1. Методами компьютерного моделирования, подтвержденными натурными экспериментами, установлены температуры критических точек для данной

стали: $A_3 - 813 \pm 7$ °C, $A_1 - 746 \pm 4$ °C и построены диаграммы изотермического и термокинетического распада аустенита.

2. Методом торцевой закалки определена прокаливаемость стали 50СЛ – она составила 44–48 мм при твердости 320–260 НВ соответственно. Структурно-фазовое состояние при этом меняется в следующей последовательности в направлении от поверхности закаленного торца: мартенсит–смесь мартенсита и бейнита–бейнит–смесь бейнита, феррита и перлита–смесь перлита и феррита.

3. По результатам проведенных исследований структурно-фазового состояния методами оптической, растровой электронной микроскопии и рентгеновской дифрактографии, наиболее оптимальным структурно-фазовым состоянием обладает сталь 50СЛ, термообработанная по режиму №7: нагрев до 930-950 °C с выдержкой в течение 2 ч для устранения ликвации углерода по объему отливки; охлаждение с печью до 830-850°C с выдержкой в течение 0,3 ч и охлаждением с интенсивностью 4-5°C/с при закалке для формирования оптимальной мартенсито-бейнитной структуры стали; последующий отпуск при температуре 340-350°C в течение 2 ч.

4. Предлагаемая технология позволяет получать более равномерную микроструктуру за более короткое время – полный цикл термической обработки по предлагаемой технологии имеет общую длительность не более 7 часов, в то время как полный цикл термической обработки, включающей отжиг отливок с их охлаждением вместе с печью в течение 8 ч, закалку с повторного нагрева и последующий отпуск, имеет длительность не менее 15ч.

5. Разработанный режим термической обработки за один термический нагрев позволяет в 2,4 раза сократить время полного цикла термической обработки, в 4 раза снизить ее стоимость по оценкам ООО «Композит-инжиниринг» и ООО «СибТрансМаш» и получать при этом изделия из стали 50 СЛ, имеющие на 10–12 % более высокий комплекс механических свойств по сравнению с традиционно применяемой термической обработкой, состоящей из отжига, охлаждения с печью, закалки с повторного нагрева с последующим отпуском.

ГЛАВА 4. СРАВНЕНИЕ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ, ТЕРМООБРАБОТАННЫХ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ

Основным требованием, предъявляемым к материалу фрикционного клина, является высокая стойкость при абразивно-фрикционном износе, а также максимально высокие показатели ударной вязкости (но не ниже 245 кДж/м^2 или $24,5 \text{ Дж/см}^2$) при твердости в диапазоне 260...340 НВ. При этом твердость определяет, как прочностные характеристики материала, так и характеристики его износостойкости – чем выше показатели твердости – тем выше будут показатели как прочности, так и износостойкости. При этом также необходимо учитывать, что прочность обратно коррелирует с ударной вязкостью – то есть, повышая прочностные свойства, неминуемо будет снижаться способность материала противостоять ударным нагрузкам. В данной работе минимальный уровень ударной вязкости деталей «Клин фрикционный» при твердости 260...340 НВ, должен составлять не менее 245 кДж/м^2 – такие показатели эксплуатационных свойств регламентированы нормативно-технической документацией и внутренними стандартами ОАО «РЖД», при этом показатели твердости должны находиться в обозначенном диапазоне, а параметр ударной вязкости должен иметь как можно большее значение при указанных пределах твердости. Дюрометрические испытания проводили на твердомере МТБ–3000 при нагрузке 3000 кг. В качестве индентора использовался шарик из карбидовольфрамового сплава ВК6. Также из фрикционных клиньев вырезались специальные образцы «вал» и «колодка» для проведения испытаний по определению износостойкости, а также образцы с U-образным надрезом для определения ударной вязкости КСУ при нормальной температуре.

4.1 Дюрометрические исследования и определение износостойкости

Данные по подбору материалов пар трения, режимов испытаний и твердость

деталей пар трения, определенная методом Бринелля по ГОСТ 9013-59 представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Пары трения

№	Вал		Колодка		Условия испытаний	
	материал	Твердость, НВ	материал	Твердость, НВ	Кол-во оборотов вала	Усилия прижима колодки к валу, кг/см ²
1	50СЛ	367	50СЛ	395	8000	20
2	50СЛ	310	20Л	158	8000	20
3	20Л	163	20Л	158	8000	20
4	20Л	158	30ХГСА	293	8000	20
5	50СЛ	300	30ХГСА	293	8000	20

Результаты испытаний пар трения в абсолютных значениях потерянной массы представлены в таблице 4.2, удельные показатели относительного износа деталей пар трения в относительных единицах, представлены на рисунке 4.1.

Таблица 4.2 – Результаты испытаний образцов на машине трения УМТ 2168

№	Пара трения Вал (НВ) - Колодка (НВ)	Средняя масса весового износа, г.		Суммарный износ, г.
		Вал	Колодка	
1	50СЛ (367) – 50СЛ (395)	0,15	0,06	0,21
2	50СЛ (310) – 20Л (158)	0,16	0,3	0,36
3	20Л (163) – 20Л (158)	0,18	0,32	0,50
4	20Л (158) – 30ХГСА (293)	0,25	0,23	0,48
5	50СЛ (300) – 30ХГСА (293)	0,2	0,25	0,45

Анализ величины износа образцов, изготовленных из стали 50СЛ, свидетельствует о высоких показателях износостойкости разработанного материала, так как суммарный износ в парах трения стали 50 СЛ по стали 50 СЛ и 20Л составляет соответственно 0,21 и 0,36 г, что в среднем на 56 и 25 % меньше потери массы в парах трения 20Л–20Л, 20Л–30ХГСА, 50СЛ–30ХГСА соответственно (таблица 4.2). Таким образом, наиболее перспективными материалами в качестве контртела для деталей из стали 50СЛ, по данным испытаний являются детали из сталей 50СЛ и 20Л.

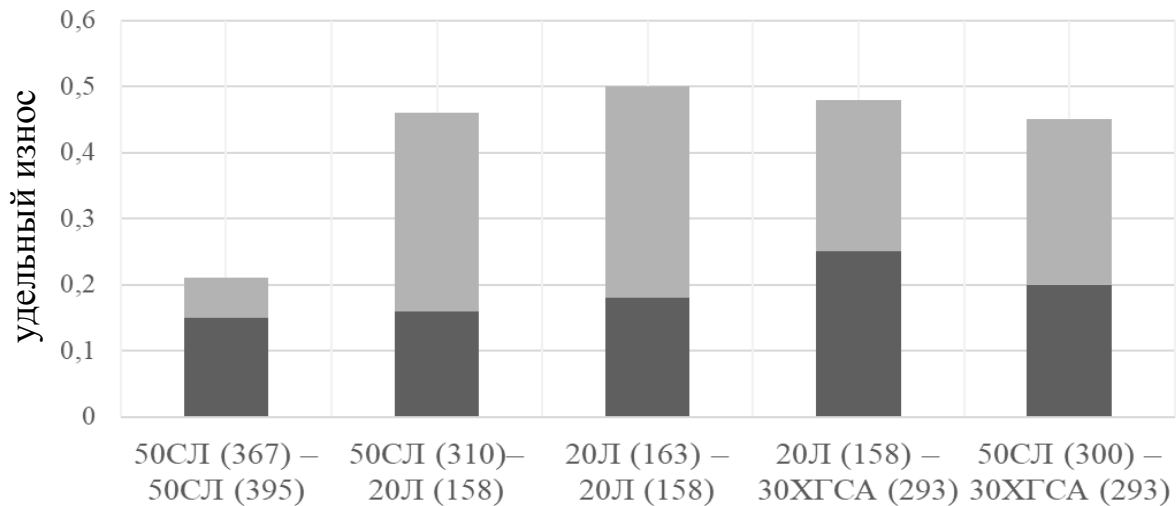


Рисунок 4.1 – Гистограмма результатов испытаний на машине трения УМТ 2168.

Исследование поверхностной микроструктуры стали после проведения механических испытаний на износостойкость проводили на поверхностных шлифах из деталей пар трения. Для исследования микроструктуры проводили полировку поверхностей износа при помощи алмазной суспензии зернистостью 1 мкм с последующим последовательным травлением в реактивах «Ниталь» и «Пикраль» по методикам, описанным в [87–89]. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m при помощи программного пакета «Thixomet PRO» в светлом и темном поле, а также по методике кругового дифференциально-интерференционного контраста – C-DIC, полученные микроструктуры представлены на рисунке 4.2.

Как видно из рисунка 4.2, микроструктура стали 50СЛ в результате испытаний значимых изменений не претерпевает, что свидетельствует об относительно слабом разогреве трущихся поверхностей из стали 50СЛ. Исходя из проведенных дюрOMETрических испытаний и экспериментального определения износостойкости, можно сделать следующие выводы:

1. Наиболее перспективными материалами в качестве контртел деталей из стали 50СЛ, по совокупным данным проведенных испытаний на износостойкость, являются детали из сталей 50СЛ и 20Л – потеря массы в результате износа в этом случае на 30–50 % меньше в сравнении со сталью 30ХГСА.

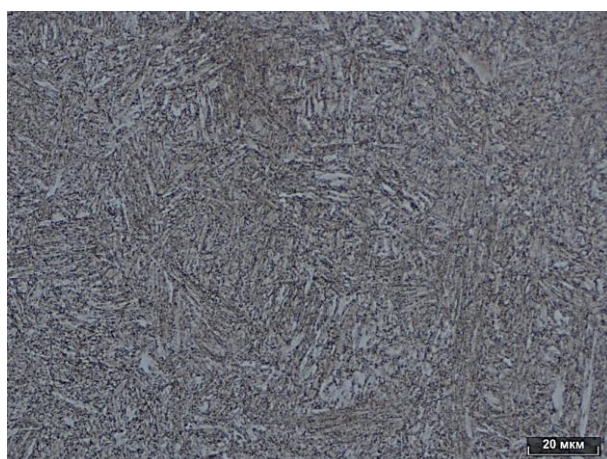
2. Суммарный износ деталей пары трения 50СЛ–50СЛ на 56 % меньше по сравнению с используемой в настоящее время парой трения 20Л–20Л, что подтверждает высокую перспективность использования, стали 50СЛ для изготовления фрикционного клина.



а



б



в



г

Рисунок 4.2 – Микроструктура полученных образцов стали 50СЛ до (а, в) и после (б, г) проведения испытаний на машине трения

3. Микроструктура трущихся поверхностей стали 50СЛ в результате испытаний на трение износа, значимых изменений не претерпевает, что свидетельствует об относительно слабом разогреве трущихся поверхностей из стали 50СЛ и, соответственно, высокой стабильности фрикционного сопряжения.

4.2 Механические свойства в условиях динамического (ударного) нагружения

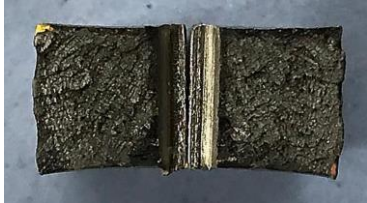
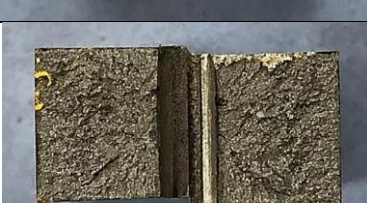
Оценку динамических характеристик проводили на маятниковом копре Metrocom с максимальной энергией удара 300 Дж. Результаты определения ударной вязкости представлены в таблице 4.3, номера режимов соответствуют номерам режимов, принятым в таблице 2.2 подраздела 2.4 данной работы. Наряду с ударной вязкостью, измерялась также твердость. В таблице также приведены фотографии изломов, разрушенных в ходе испытаний образцов.

Как видно из данных, представленных в таблице 4.3, наилучшими сочетанием твердости и ударной вязкости обладают образцы, вырезанные из фрикционного клина, подвергнутого термообработке по режиму №7: нагрев до 950 °С, выдержка 2 ч, остывание с печью до 850 °С, выдержка 0,3 ч, охлаждение в воде, отпуск при 350 °С, 2 ч.

Таким образом, по результатам микроструктурных исследований и определения прочностных свойств и ударной вязкости, режим термообработки №7 был признан оптимальным и рекомендован к внедрению в технологический процесс изготовления фрикционного клина из стали 50СЛ для проведения дальнейших сертификационных испытаний.

Приведенные в таблице фотографии изломов образцов позволяют сделать вывод о том, что разрушение образцов происходило в основном по вязко-хрупкому механизму, имеющему преимущественно транскристаллитный характер. Исключение составляет только образец, термообработанный по режиму №4 - нагрев до 850 °С, выдержка 2,5 ч, охлаждение в воде – в этом случае образцы демонстрировали хрупкий механизм разрушения, имеющий интеркристаллитный характер.

Таблица 4.3 – Данные по определению ударной вязкости для термообработанных по различным режимам образцов стали 50СЛ

Номер режима	Твердость, HBW ₁₀	КСУ, кДж/м ²	Фрактограммы образцов
1.	252	384,7	
2.	399	178,9	
3.	334	148,2	
4.	455	116,7	
5.	400	180,4	
6.	269	231,1	
7.	320	382,8	
8.	285	433,9	

Помимо испытаний образцов КСУ на маятниковом копре, проводились испытания конструкции фрикционного клина в целом, отлитого из стали 50СЛ и термообработанного по режиму №7. Испытания проводились на копровой установке в лабораторных условиях АО «ИЦ ТСЖТ» с начальной высотой сброса груза массой 13,22 т с высоты 0,20 м с последующим увеличением высоты сброса бойка копра на 0,05 м до разрушения фрикционного клина. При этом фрикционный клин для каждого испытания выбирали новый. В ходе испытаний оценивалась энергоемкость разрушения фрикционного клина. Разрушение фрикционного клина произошло при высоте сброса груза с высоты 0,42 м, что соответствовало энергоемкости разрушения конструкции клина 71,6 кДж.

4.3 Испытания в условиях реальной эксплуатации и приближенных к ней

Отсутствие предельного состояния при приложении динамической нагрузки в вертикальном направлении контролировали на двух образцах, устанавливая их в оснастку имитирующую работу рессорного подвешивания тележки грузового вагона. Схемы установки и приложения силы к оснастке для испытаний клиньев приведены на рисунке 2.2.

Конструкция упругих элементов, расположенных под клиньями, карманов надрессорной балки, фрикционных планок и рессорного проема боковой рамы соответствовали конструкторской документации на тележку грузового вагона.

Боковую раму в зонах проемов для установки колесных пар через переходники устанавливали на две цилиндрические опоры, допускающие поворот вокруг бокового направления. Расстояние между осями цилиндрических опор соответствовало базе тележки грузового вагона.

Динамическую нагрузку P прикладывали к концевой части надрессорной балки в вертикальном направлении через приспособление обеспечивающее распределение, близкое к равномерному.

Частота приложения динамической силы в ходе испытаний составляла

1,5 Гц. В процессе испытаний контролировали температуру нагрева, состояния и износ рабочих поверхностей клиньев, фрикционных планок, завышение (занижение) клиньев, коэффициент относительного трения перед началом испытаний и в процессе испытаний. Первые измерения проводили через 250 000 циклов, а затем не реже одного раза каждые 500 000 циклов динамической нагрузки.

Температуру контролировали при помощи инфракрасного пирометра через каждый час испытаний на клине в зоне контакта с фрикционной планкой и в зоне контакта фрикционной планки и боковой рамы со стороны клина.

Критериями предельного состояния клиньев являлись:

- признаки деградации (трещина, излом, остаточная деформация, оплавление);
- предельный износ или смятие рабочих поверхностей;
- нарушение (ослабление) предусмотренных конструкторской документацией соединений.

Определение износостойкости фрикционных клиньев при приложении в вертикальном направлении 2×10^6 циклов динамической нагрузки проводилось путем оценки состояния и износа рабочих поверхностей клиньев, фрикционных планок, завышения (занижения) клиньев, коэффициента относительного трения перед началом испытаний и в процессе испытаний. Первые измерения проводились через 250 000 циклов, а затем не реже одного раза каждые 500 000 циклов динамической нагрузки. Результаты оценки испытаний представлены в таблицах 4.4 – 4.11 и на рисунках 4.3 – 4.5.

Измерения геометрических размеров и массы клиньев фрикционных до и после приложения в вертикальном направлении 2×10^6 динамической нагрузки, внешний вид клиньев фрикционных до и после приложения в вертикальном направлении 2×10^6 динамической нагрузки, установка клиньев фрикционных в испытательном стенде при определении износостойкости представлены на рисунках 4.6–4.8. Установка клиньев фрикционных в тележке при определении коэффициента относительного трения представлена на рисунке 4.9.

Таблица 4.4 – Изменение массы фрикционных клиньев и фрикционных планок в процессе испытаний при приложении динамической нагрузки в вертикальном направлении

Наименование показателя	Единицы измерения	Клин фрикционный		Планка фрикционная	
		усл. № 4	усл. № 5	усл. № 1	усл. № 2
Масса до испытаний	кг	10,017	9,746	1,940	1,968
Масса после 250 000 циклов		9,891	9,693	1,831	1,888
Масса после 750 000 циклов		9,845	9,620	1,756	1,816
Масса после 1 250 000 циклов		9,818	9,603	1,673	1,744
Масса после 1 750 000 циклов		9,758	9,545	1,557	1,656
Масса после 2 000 000 циклов		9,739	9,446	1,532	1,645
Общее изменение массы		0,278	0,300	0,408	0,312

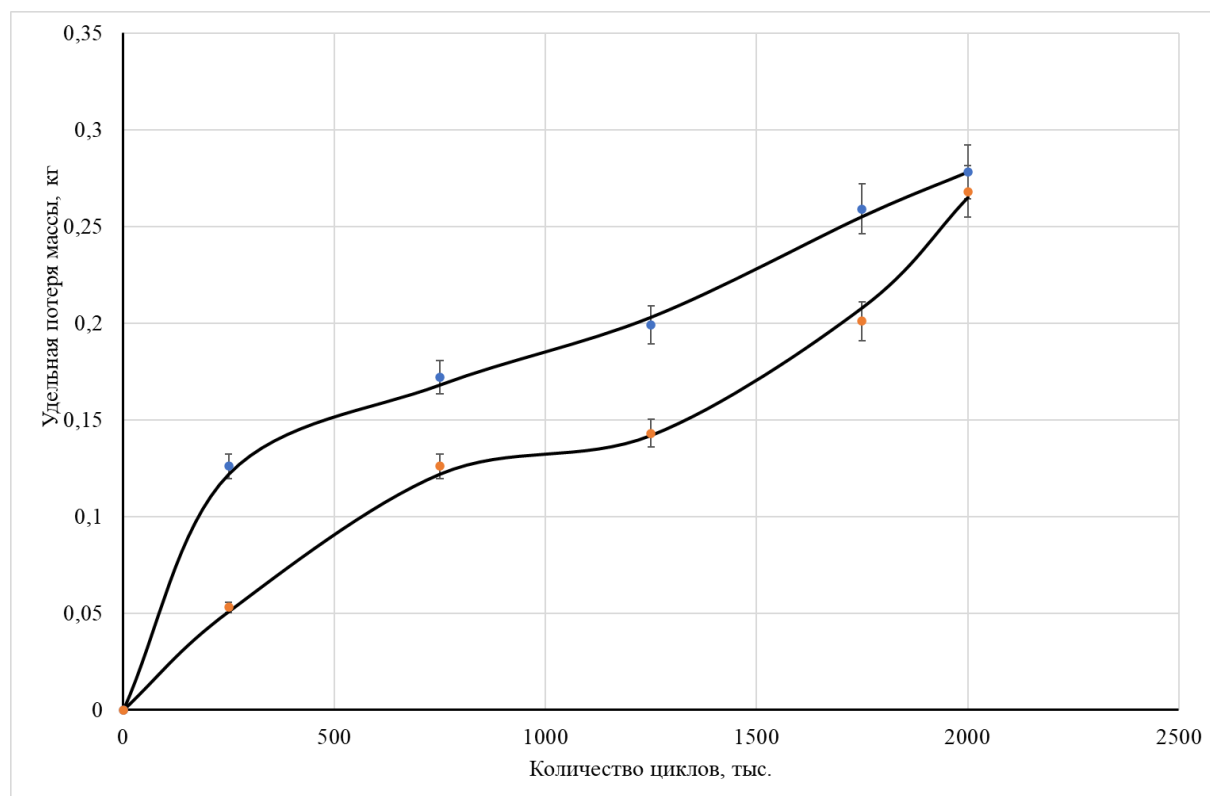
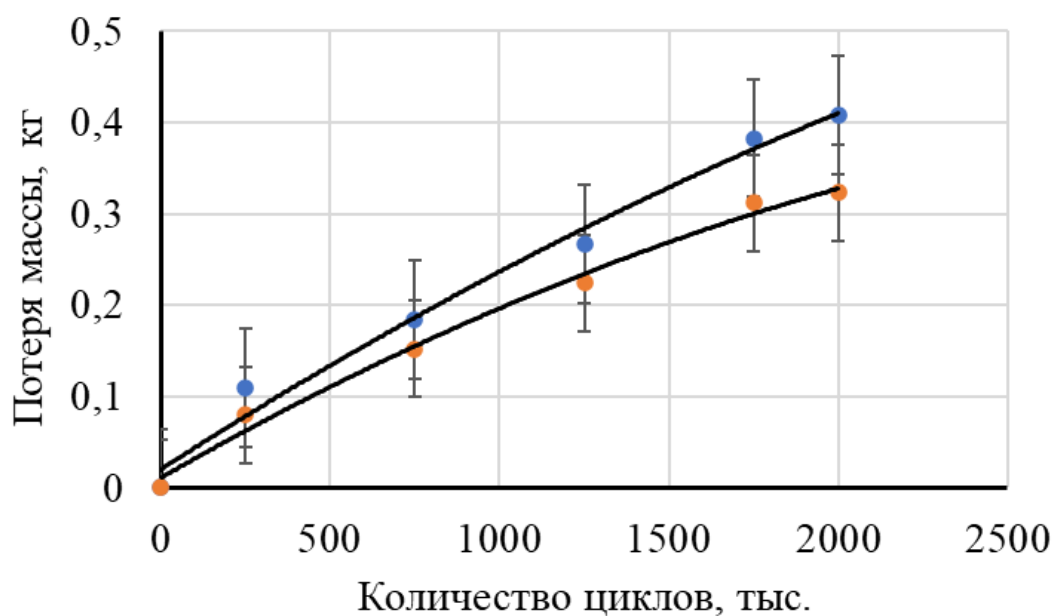
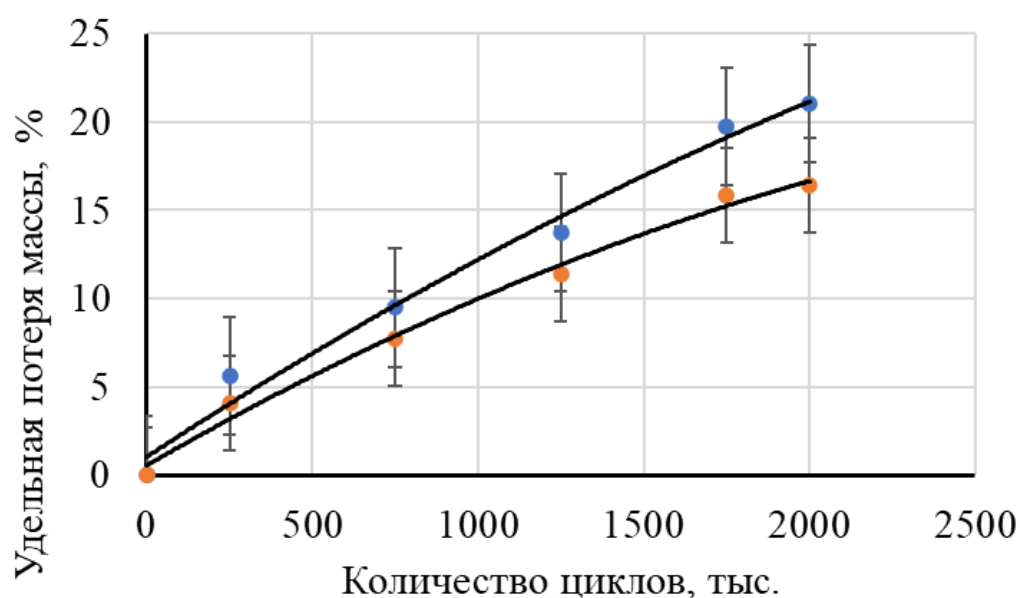


Рисунок 4.3 График зависимости удельной потери массы клиньев фрикционных от количества циклов нагружения



а



б

Рисунок 4.4 Абсолютные показатели потери массы фрикционных планок (а) и удельные значения потери массы фрикционных планок (б) в зависимости от количества циклов нагружения

Как видно из графиков, представленных на рисунках 4.3 и 4.4, зависимости удельной потери массы фрикционных клиньев и фрикционных планок от количества циклов нагружения имеют параболический вид. При этом показатели абсолютных значений износа фрикционных планок после 2 млн. циклов нагружения состав-

ляют $0,36 \pm 0,048$ кг или $18,5 \pm 2,5$ % относительно исходной массы деталей. Абсолютные значения потери массы фрикционных клиньев при этом составили $0,289 \pm 0,011$ кг или $2,93 \pm 0,15$ % относительно исходной массы деталей.

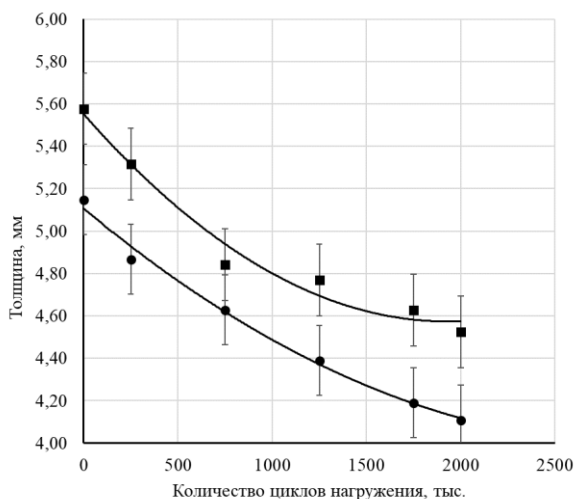
Таблица 4.5 – Результаты изменения геометрических размеров планок фрикционных после приложения динамической нагрузки

Наименование показателя	Единицы измерения	Планка фрикционная		
		усл. № 1	усл. № 2	
Геометрические размеры				
До испытаний: - толщина в точке № 1; - толщина в точке № 2; - толщина в точке № 3; - толщина в точке № 4	мм	5,54 5,43 4,81 4,81	5,82 5,93 5,18 5,38	
После 250 000 циклов: - толщина в точке № 1; - толщина в точке № 2; - толщина в точке № 3; - толщина в точке № 4		5,17 5,13 4,48 4,72	5,51 5,61 4,83 5,32	
После 750 000 циклов: - толщина в точке № 1; - толщина в точке № 2; - толщина в точке № 3; - толщина в точке № 4		5,10 4,95 4,08 4,38	5,11 4,86 4,50 4,90	
После 1 250 000 циклов: - толщина в точке № 1; - толщина в точке № 2; - толщина в точке № 3; - толщина в точке № 4		5,06 4,85 3,45 4,20	5,08 4,82 4,43 4,75	
После 1 750 000 циклов: - толщина в точке № 1; - толщина в точке № 2; - толщина в точке № 3; - толщина в точке № 4		4,83 4,61 3,31 4,01	4,98 4,69 4,36 4,48	
После 2 000 000 циклов: - толщина в точке № 1; - толщина в точке № 2; - толщина в точке № 3; - толщина в точке № 4		4,79 4,57 3,27 3,80	4,86 4,57 4,28 4,39	
Общее изменение размера: - толщина в точке № 1; - толщина в точке № 2; - толщина в точке № 3; - толщина в точке № 4			0,75 0,86 1,54 1,01	0,96 1,36 0,90 0,99

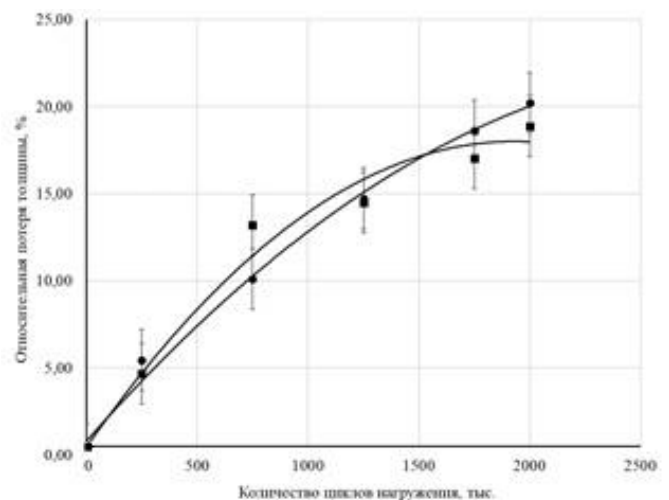
Таблица 4.6 – Износ фрикционных клиньев в процессе испытаний по проверке отсутствия предельного состояния при приложении динамической нагрузки в вертикальном направлении

Наименование показателя	Ед. измерения	Клин фрикционный	
		усл. № 4	усл. № 5
До испытаний: - плоскость касания с фрикционной планкой с верхней стороны клина; - плоскость касания с фрикционной планкой с нижней стороны клина; - наклонная плоскость	мм	0	0
		236	235
		2	5
После 250 000 циклов: - плоскость касания с фрикционной планкой с верхней стороны клина; - плоскость касания с фрикционной планкой с нижней стороны клина; - наклонная плоскость		0	0
		235	233
		3,0	6
После 750 000 циклов: - плоскость касания с фрикционной планкой с верхней стороны клина; - плоскость касания с фрикционной планкой с нижней стороны клина; - наклонная плоскость		0	0
		235	233
		3,5	6
После 1 250 000 циклов: - плоскость касания с фрикционной планкой с верхней стороны клина; - плоскость касания с фрикционной планкой с нижней стороны клина; - наклонная плоскость		0	0,5
		235	233
		4	6
После 1 750 000 циклов: - плоскость касания с фрикционной планкой с верхней стороны клина; - плоскость касания с фрикционной планкой с нижней стороны клина; - наклонная плоскость	мм	0,5	0,5
		234	233
		4	6,5
После 2 000 000 циклов: - плоскость касания с фрикционной планкой с верхней стороны клина; - плоскость касания с фрикционной планкой с нижней стороны клина; - наклонная плоскость		0,5	0,5
		233	232
		4	6,5
Общее изменение размера: - плоскость касания с фрикционной планкой с верхней стороны клина; - плоскость касания с фрикционной планкой с нижней стороны клина; - наклонная плоскость		0,5	0,5
		3	3
		2	1,5

Коэффициенты относительного трения определяли методом сжатия в вертикальном направлении рессорного подвешивания в составе тележки силой, действующей на подпятник тележки, превышающей нагрузку от веса половины кузова вагона с максимальной расчетной массой на величину от 20 % до 25 % включительно, по зависимости силы от деформации на ходе разгрузки и ходе нагрузки. Коэффициент относительного трения для минимальной или максимальной расчетной массы вагона определяли, как среднее арифметическое значение отношения абсолютного значения разности сил на ходе разгрузки и ходе нагрузки к сумме сил на ходе разгрузки и ходе нагрузки в пределах изменения деформации от 80 % до 120 % включительно от полного статического прогиба. За коэффициент относительного трения принимали среднее арифметическое значений, определенных по результатам трех измерений.



а



б

Рисунок 4.5 Абсолютные показатели потери толщины фрикционных планок (а) и удельные значения потери толщины фрикционных планок (б) в зависимости от количества циклов нагружения

Как видно из графиков, приведенных на рисунке 4.5, удельное уменьшение толщины фрикционных планок, сопрягаемых с фрикционными клиньями, составляет $19,55 \pm 0,65$ % относительно толщины исходных фрикционных планок, что хорошо коррелирует со значениями удельной потери массы фрикционных планок после 2 млн. циклов нагружения ($18,5 \pm 2,5$ % относительно исходной массы деталей).

Таблица 4.7 – Зависимость прогиба рессорного подвешивания от силы, соответствующей половине максимальной расчетной массы вагона, приложенной к подпятниковому месту для определения коэффициента относительного трения с максимальной расчетной массой

S _н , мм			F _н , кН			S _в , мм			F _в , кН		
45,4	45,4	45,4	370,93	367,49	363,09	45,4	45,4	45,4	260,02	265,31	274,92
51,0	51,0	51,0	428,51	413,97	413,91	51,0	51,0	51,0	307,72	321,96	316,72
56,7	56,7	56,7	480,31	462,38	468,04	56,7	56,7	56,7	349,59	366,23	364,38
62,4	62,4	62,4	523,8	509,51	519,97	62,4	62,4	62,4	389,27	418,76	408,13
68,0	68,0	68,0	575,14	556,95	572,45	68,0	68,0	68,0	450,93	469,22	452,86
Коэффициент относительного трения с максимальной расчетной массой до испытаний									0,132		

Таблица 4.8 – Зависимость прогиба рессорного подвешивания от силы, соответствующей половине минимальной расчетной массы вагона, приложенной к подпятниковому месту для определения коэффициента относительного трения с минимальной расчетной массой

S _н , мм			F _н , кН			S _в , мм			F _в , кН		
7,0	7,0	7,0	41,657	37,431	63,993	7,0	7,0	7,0	21,88	19,436	31,688
7,9	7,9	7,9	46,905	45,764	68,838	7,9	7,9	7,9	27,49	22,685	37,271
8,8	8,8	8,8	53,953	55,014	71,947	8,8	8,8	8,8	35,461	26,969	43,698
9,7	9,7	9,7	60,367	61,881	75,686	9,7	9,7	9,7	40,185	28,742	50,019
10,6	10,6	10,6	67,972	68,418	80,252	10,6	10,6	10,6	45,647	30,366	54,76
Коэффициент относительного трения с минимальной расчетной массой до испытаний									0,276		

Таблица 4.9 – Зависимость прогиба рессорного подвешивания от силы, соответствующей половине максимальной расчетной массы вагона, приложенной к подпятниковому месту для определения коэффициента относительного трения с максимальной расчетной массой после испытаний

S _н , мм			F _н , кН			S _в , мм			F _в , кН		
45,4	45,4	45,4	362,31	366,92	371,01	45,4	45,4	45,4	295,12	264,44	281,69
51,0	51,0	51,0	423,51	413,54	425,2	51,0	51,0	51,0	338,37	304,2	346,67
56,7	56,7	56,7	469,13	461,01	476,1	56,7	56,7	56,7	379,5	385,55	392,7
62,4	62,4	62,4	525,1	507,91	527,82	62,4	62,4	62,4	422,05	439,17	443,47
68,0	68,0	68,0	578,51	554,95	579,54	68,0	68,0	68,0	464,24	499,73	494,24
Коэффициент относительного трения с максимальной расчетной массой после приложения вертикальной динамической нагрузки 2×10^6 циклов									0,104		

Таблица 4.10 – Зависимость прогиба рессорного подвешивания от силы, соответствующей половине минимальной расчетной массы вагона, приложенной к подпятниковому месту для определения коэффициента относительного трения с минимальной расчетной массой после испытаний

S _н , мм			F _н , кН			S _в , мм			F _в , кН		
7,0	7,0	7,0	72,701	74,896	59,302	7,0	7,0	7,0	37,989	38,967	33,419
7,9	7,9	7,9	73,883	76,037	64,762	7,9	7,9	7,9	45,107	45,598	38,951
8,8	8,8	8,8	77,166	78,821	70,849	8,8	8,8	8,8	52,223	52,833	48,21
9,7	9,7	9,7	81,553	82,362	78,099	9,7	9,7	9,7	59,613	59,531	56,875
10,6	10,6	10,6	85,491	86,236	84,166	10,6	10,6	10,6	66,216	66,41	65,63
Коэффициент относительного трения с минимальной расчетной массой после приложения вертикальной динамической нагрузки 2×10^6 циклов										0,206	

Таблица 4.11 – Результаты оценки занижения фрикционных клиньев до и после приложения в вертикальном направлении 2×10^6 циклов динамической нагрузки

	До приложения динамической нагрузки		После приложения динамической нагрузки	
	усл. № 4	усл. № 5	усл. № 4	усл. № 5
В свободном состоянии	7,0	11,0	8,0	11,0
Под минимальной расчетной массой	8,0	10,0	10,0	9,0
Под максимальной расчетной массой	7,0	11,0	11,0	10,0

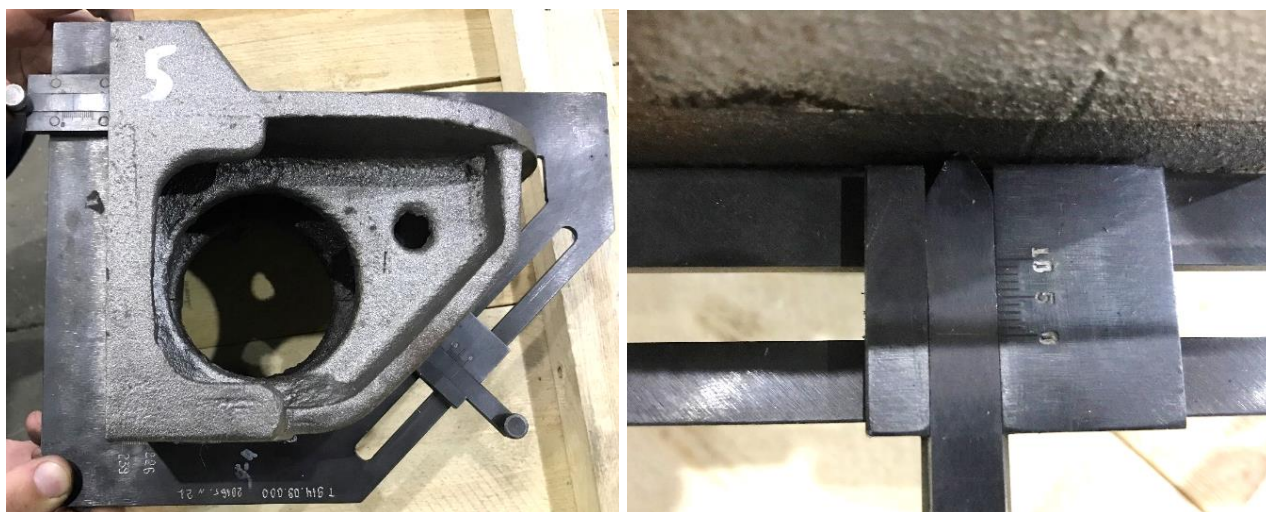


Рисунок 4.6 – Измерение геометрических размеров клина фрикционного до испытаний

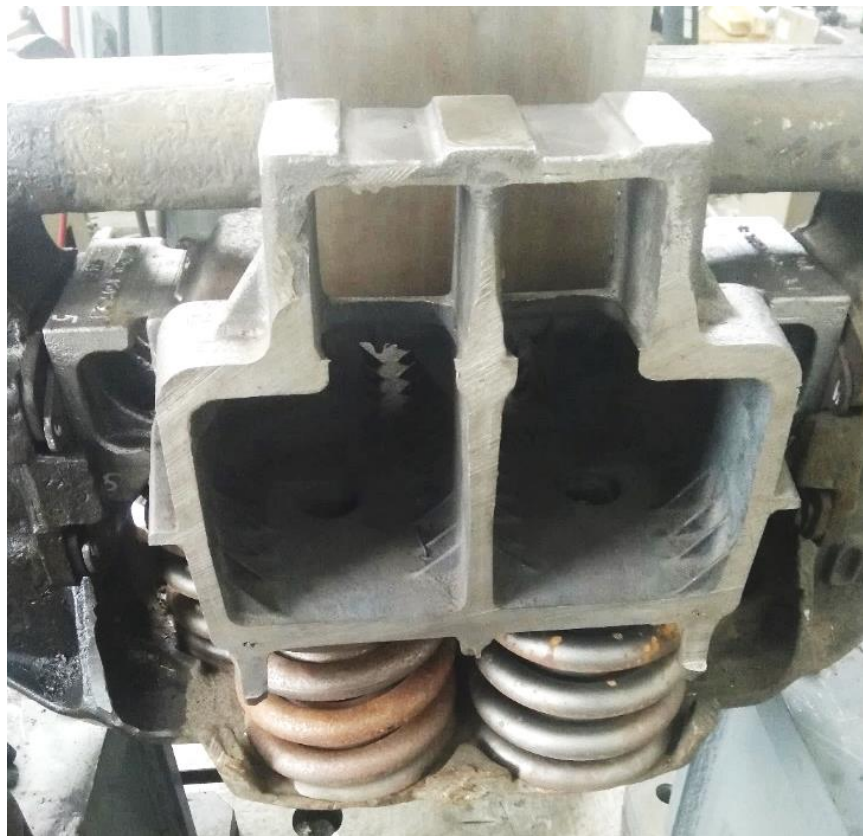


Рисунок 4.7 – Клинья фрикционные в испытательном стенде



Рисунок 4.8 – Измерение геометрических размеров клина фрикционного после испытаний



Рисунок 4.9 – Оценка коэффициента относительного трения и занижения клиньев фрикционных

Заключение по главе 4

На основе результатов определения износостойкости в лабораторных условиях на установке УМТ материалов, применяемых для изготовления клиньев фрикционных, можно сделать следующие выводы:

1. Наиболее перспективными материалами в качестве контртел деталей из стали 50СЛ, по совокупным данным проведенных испытаний на износостойкость, являются детали из сталей 50СЛ и 20Л – потеря массы в результате износа в этом случае на 30–50 % меньше в сравнении со сталью 30ХГСА.
2. Суммарный износ деталей пары трения 50СЛ–50СЛ на 56 % меньше по сравнению с используемой в настоящее время парой трения 20Л–20Л, что подтверждает высокую перспективность использования, стали 50СЛ для изготовления фрикционного клина.

3. Микроструктура трущихся поверхностей стали 50СЛ в результате испытаний на трение износа, значимых изменений не претерпевает, что свидетельствует об относительно слабом разогреве трущихся поверхностей из стали 50СЛ и, соответственно, высокой стабильности фрикционного сопряжения.

4. Проведенные стендовые испытания разработанной конструкции клина на статическую прочность в соответствии с ГОСТ 34503-2018 при действии на вертикальную поверхность клина продольной силой 250 кН, трещины, изломы и смятие клиньев не выявили.

5. По совокупности проведенных стендовых испытаний, сертификационные испытания клина фрикционного признаны успешными, рекомендована выдача сертификата соответствия.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный комплекс металлографических, рентгеноструктурных и фрикционных исследований позволил разработать технологию термической обработки клина фрикционного, изготовленного из стали 50СЛ. Проведенные в заключение работы сертификационные испытания позволили подтвердить запланированные характеристики как материала, так и изделия «клин фрикционный» в целом. На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Методами компьютерного моделирования, подтвержденными натурными экспериментами, установлены температуры критических точек для стали 50СЛ: $A_3 - 813 \pm 7^\circ\text{C}$, $A_1 - 746 \pm 4^\circ\text{C}$ и построены диаграммы изотермического и термокинетического распада аустенита.

2. Методом торцевой закалки определена прокаливаемость стали 50СЛ – она составила 44–48 мм при твердости 320–260НВ соответственно. Структурно-фазовое состояние при этом меняется в следующей последовательности в направлении от поверхности закаленного торца: мартенсит–смесь мартенсита и бейнита–бейнит–смесь бейнита, феррита и перлита–смесь перлита и феррита.

3. На основе сравнительных трибологических испытаний при идентичных нагрузочно-скоростных режимах показано, что в паре трения для изделия из стали марки 50СЛ в качестве контртела наиболее перспективными являются детали из сталей марок 50СЛ и 20Л, позволяющие существенно (на 56% и 28% соответственно) уменьшить интенсивность износа относительно применяемой в настоящее время базовой пары 20Л-30ХГСА.

4. Разработан режим термической обработки стали 50СЛ, обеспечивающий наилучший комплекс эксплуатационных свойств, определяемый высокими показателями прочности, пластичности и износостойкости за счет формирования бейнитной и отпущенной мартенситной структур и заключающийся в нагреве отливок клина фрикционного до 930-950 °С с выдержкой в течение 2 ч для устранения ликвации углерода по объему отливки; охлаждение с печью до 830-850°С с выдержкой в течение 0,3 ч и охлаждением с интенсивностью 4-5°С/с при закалке

для формирования оптимальной мартенсито-бейнитной структуры стали; последующий отпуск при температуре 340-350°C в течение 2 ч с целью формирования структуры мартенсита отпуска, выделения дисперсных карбидных фаз диаметром 70-100 нм и снятия закалочных напряжений. Термообработанный по разработанному режиму клин фрикционный имеет твердость на уровне 320 ± 8 НВ и показатели ударной вязкости КСЧ 382,8 кДж/м², что на 30–40 % превышает минимальное значение, регламентируемое нормативно-технической документацией и внутренними стандартами РЖД – 245 кДж/м².

5. Время полного цикла термической обработки отливок фрикционного клина по разработанному режиму сокращается в 2,5 раза на каждую тонну изделий: по разработанной технологии весь процесс термической обработки 1 тонны отливок фрикционного клина в условиях ООО «АСЛЗ» занимает 6–7 часов, в то время как процесс термической обработки 1 тонны отливок фрикционного клина по традиционной технологии занимает не менее 15–17 часов. Помимо сокращения времени операции термообработки, сокращаются трудо- и энергозатраты на операцию термической обработки, а также операционное время работы термических печей.

6. Проведенные комплексные сертификационные испытания фрикционного клина из стали 50СЛ, термообработанного по разработанному в настоящей работе технологии термической обработки, подтвердили высокие эксплуатационные свойства. Согласно результатам сертификационных испытаний, подтвержден ресурс работы клина фрикционного из стали 50СЛ на уровне пробега не менее 250 тыс. км, что в 1,56 раза превышает показатели ресурса пробега применяемых в настоящее время клиньев фрикционных (160 тыс. км).

7. Начаты поставки разработанных клиньев фрикционных из стали 50СЛ на предприятия, занимающиеся производством и ремонтом грузовых железнодорожных вагонов. По состоянию на март 2025 года ежемесячный объем поставок составил 4 тыс. шт.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ГОСТ 34503-2018 Межгосударственный стандарт. Клинья фрикционные тележек грузовых вагонов. Общие технические условия = Friction wedges of freight car bogies. General specifications : национальный стандарт Российской Федерации : издание официальное : введен в действие приказом Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии от 25 декабря 2018 г. N 1154-ст : дата введения 2019.08.01 / разработан Обществом с ограниченной ответственностью "Всесоюзный научно-исследовательский центр транспортных технологий" (ООО "ВНИЦТТ") - М.: Стандартинформ, 2019. - 17 с.
2. Габец А.В. Разработка состава и технологии получения специального модифицированного чугуна повышенной эксплуатационной стойкости для фрикционных узлов подвижного состава железнодорожного транспорта. Дисс. канд. техн. наук / ЦНИИЧерМет им. И.П. Бардина. Москва, – 2014. – 186 с.
3. Zdenka, Popovic VIII International Scientific Siberian Transport Forum «TransSiberia 2019» / Zdenka Popovic, Aleksey Manakov, Vera Breskich. – Switzerland: Springer Nature AG, 2020. - 1022p. DOI: 10.1007/978-3-030-37916-2.
4. Yi-Qing, Ni Proceedings of the 1st International Workshop on High-Speed and Intercity Railways. / Eds. Yi-Qing Ni, Xiao-Wei Ye. – Berlin: Springer-Verlag Heidelberg, 2012. - 496 p. DOI: 10.1007/978-3-642-27960-7.
5. Joachim Ihme. Rail Vehicle Technology. – Wiesbaden: Springer GmbH, 2022. - 304p. DOI: 10.1007/978-3-658-36969-9.
6. Ślădkowski, A. Modern Trends and Research in Intermodal Transportation / Ed. A. Ślădkowski. – Switzerland: Springer Nature AG, 2022. - 559 p. DOI: 10.1007/978-3-030-87120-8
7. HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015. The Chinese Society for Metals (CSM), Chinese Academy of Engineering (CAE). 2016. - 1147p
8. Advances in Material Science and Engineering. Eds. Mokhtar Awang, Seyed Sattar Emamian, Springer Nature Singapore Pte Ltd. 2021. 412 pp. DOI: 10.1007/978-

981-16-3641-7.

9. Puneet, Verma Advancement in Materials, Manufacturing and Energy Engineering. / Eds. Puneet Verma, Olusegun D. Samuel, Tikendra Nath Verma, Gaurav Dwivedi. – Singapore: Springer Nature Pte Ltd. 2022. - 596p. DOI: 10.1007/978-981-16-5371-1.
10. Sebastian Stichel. Limit Cycle Behaviour and Chaotic Motions of Two-Axle Freight Wagons with Friction Damping. Multibody System Dynamics 8: 243–255, 2002. P 243-256.
11. Features of the production of railroad wheels with more durable rims. I. Ron'zhin, G. P. Barinova, A. S. Grinshpon, Yu. S. Demin, S. G. Maksimov, G. A. Filipov, A. A. Kononov. Metallurgist, Vol. 46, Nos. 11–12, 2002. P 340-343.
12. V. T. Troshchenko, V. V. Pokrovskii. Fatigue fracture toughness of metals and alloys. Part 2. The influence of service and manufacturing factors. Strength of Materials, Vol. 35, No. 2, 2003. P 105–113.
13. Rose M. Torielli, Fred S. Cannon, Robert C. Voigt. The environmental performance and cost of innovative technologies for ductile iron foundry production. International Journal of Metalcasting. Volume 8, Issue 1, 2014. P 37–48.
14. Michal Opala. Evaluation of bogie centre bowl friction models in the context of safety against derailment simulation predictions. Arch. Appl. Mech. (2018) V. 88. PP 943–953
15. O. P. Ostash, V. H. Anofriev, I. M. Andreiko, L. A. Muradyan, V. V. Kulyk. On the concept of selection of steels for high-strength railroad wheels. Materials Science, Vol.48, No. 6, 2013. P 697–703.
16. Патент РФ 2617185. Способ термической обработки литых сталей / Астащенко В.И., Швеёв А.Н., Швеёва Т.В., Халиков И.Н., Новиков Е.Е.; ФГАОУ ВО КФУ // № 2015143948; Заявл. 13.10.2015; Опубл. 19.04.2017.
17. ASM International 1991, ASM Handbook: Heat Treatment, Vol. 4, American Society for Metals Park, Ohio. 2173p.
18. Буданов Е.Н. Заводы США пытаются догнать литейные производства России по внедрению технологии ВПФ для производства крупных ЖД отливок //

Литейщик России. – 2022. – № 04.

19. Буданов Е.Н. Кризис вагоностроения России из-за проблем с крупными стальными отливками // Литейное производство. — 2013. — № 05.

20. Буданов Е.Н. Достижения и опыт лидера по производству отливок для инновационных вагонов России – Тихвинского вагоностроительного завода // Литейщик России. — 2017. — № 03.

21. Современные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их производства : материалы Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 24 сентября 2021 г.), [Электронный ресурс] / НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. – М. : НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2021. – 132 с.

22. Чайкин А. В. Научные основы инновационных технологий печной и внепечной обработки чугунов и сталей для отливок ответственного назначения: монография. – СПб: Научное издание, 2022. – 245 с.

23. Чайкин В. А. Повышение эффективности диффузионного раскисления при выплавке стали в кислых и основных дуговых электропечах / В. А. Чайкин, А. В. Чайкин, Н. А. Феоктистов // Литейщик России. – № 8. – 2012. – С. 40–42. 275.

24. Чайкин В. А. Рафинирование сталей и чугунов дисперсными модификаторами при выплавке в дуговых и индукционных электропечах / В. А. Чайкин, А. В. Чайкин, В. А. Журавлев: Тр. двенадцатого съезда литейщиков России. – Н. Новгород. – С. 155–159.

25. Крючков О. В. Влияние внепечной обработки и модифицирования на пластичность и вязкость конструкционной стали / О. В. Крючков, В. Г. Горелов, В. В. Ласенко // Металлургия машиностроения. – 2007. – № 1. – С. 27–29. 147.

26. Зинченко В. Г. Внепечная обработка валковой стали комплексными модификаторами / В. Г. Зинченко, И. В. Судоргин // В сб. «Современные проблемы электрометаллургии стали»: Челябинск. – Издательство ЮУрГУ, 2004. – С. 127–128.

27. Котлягин Е. Г. Производство стальных железнодорожных отливок вакуум-пленочной технологией / Е. Г. Котлягин // Литейное производство. – № 1. –

2014. – С. 37–40.

28. Грузман В. М. О газовых раковинах в стальных вагонных отливках, полученных вакуум-пленочным процессом / В. М. Грузман, О. В. Прохорова // Литейное производство. – 2014. – № 2. – С.29–31.

29. A. J. DeArdo, Ironmaking and Steelmaking, Vol. 28, No. 2 (2001), pp.138-144.

30. L. J. Cuddy, Plastic Deformation of Metals, Academic Press, New York, 1975, pp. 129-140.

31. M. K. Graef et al., in Accelerated Cooling of Steel, TMS-AIME, Warrendale, PA 1986, pp. 165-180.

32. H. K. D. H. Bhadeshia. Steels for rails. In Encyclopedia of Materials Science, pages 1–7. Pergamon Press, Oxford, Elsevier Science, 2007.

33. H. K. D. H. Bhadeshia and L.-E. Svensson. Modelling the evolution of microstructure in steel weld metals. In H. Cerjak and K. E. Easterling, editors, Mathematical Modelling of Weld Phenomena, volume 1, pages 109–182. The Institute of Materials, London, 1993.

34. M. Glowacki, R. Kuziak, Z. Malinkowski, and M. Pietrzyk. Modelling of heat transfer, plastic ow and microstructural evolution during shape rolling. Journal of Materials Processing Technology, 53:159–166, 1993.

35. H. Liu, W. Liu, J. Bao, Z. Xing, B. Song, and C. Lei. Numerical and experimental investigation into hot forming of ultra high strength steel sheet. Journal of Materials Engineering and Performance, 20:1–10, 2011.

36. C. D. Liu, M. N. Bassim, and S. St. Lawrence. Dependence of the fatigue limit of rail steels on stress intensity factor near inclusions. Engineering Fracture Mechanics, 50:301–307, 1995.

37. Bleck, W.; Ratte, E. Fundamentals of cold formable HSLA steels. RWTH Aachen University, Germany, International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application, TMS 2006.

38. Olsson, K.; Gladh, M.; Hedin, J.E.; Larsoon, J. Microalloyed high strength steels for reduced weight and improved crash performance in automotive applications.

International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application, TMS 2006.

39. F. Heisterkamp, K. Hulka and A. D. Batte, "Heat Affected Zone Properties of Thick Section Microalloyed Steel: A Perspective". The Metallurgy, Welding & Qualification of Microalloyed (HSLA) Weldments. Microalloying Int'l, AWS Conference, Houston, TX, 6-8 November 1990. pp 659-681.

40. D. Bhattacharya, N. Fonstein, O. Girina O, I. Gupta, O. Yakubovsky, "A family of 590 MPa Advanced High Strength Steels with Various Microstructures", 45th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, Chicago: ISS, (2003) 173-186.

41. O. Girina, N. Fonstein, D. Bhattacharya, "Effect of Annealing Parameters on Austenite Decomposition in a Continuously Annealed Dual-phase Steel", 45th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, Chicago: ISS, (2003) 403-407.

42. E. De Moor, E. Speer, J.G. Matlock, D.K. Föjer, C. and J. Penning, "Effect of Si, Al and Mo Alloying on Tensile Properties Obtained by Quenching and Partitioning," Proc. of Materials Science and Technology (MS&T) Pittsburgh, PA (2009) 1554-1563.

43. E. De Moor, S. Lacroix, J. Clarke, A. J. Penning, J.G. Speer, "Effect of Retained Austenite Stabilized via Quench & Partitioning on the Strain Hardening of Martensitic Steels," Metallurgical Transactions A, 39A (2008) 2586-2595.

44. ASTM International, 2011, (A913/A913M-11: Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Steel Shapes of Structural Quality, Produced by Quenching and Self-Tempering Process (QST)), West Conshohocken

45. H. S. Kramer, P. Starke, M. Klein, D. Eifler, "Cyclic hardness test PHYBAL CHT–Shorttime procedure to evaluate fatigue properties of metallic materials", International Journal of Fatigue, 63, (2014), 78-84.

46. M. Chapa, S. F. Medina, V. López, B. Fernández, "Influence of Al and Nb on Optimum Ti/N Ratio in Controlling Austenite Grain Growth at Reheating Temperatures", ISIJ international, 42, (2002), 1288-1296.

47. F. Hippenstiel, et al., „Innovative Einsatzstähle als maßgeschneiderte Werkstofflösung zur Hochtemperaturaufkohlung von Getriebekomponenten“, HTM 57, (2002), 290-298.
48. H. K. D. H. Bhadeshia, “Bainite in steels – Transformations, microstructure and properties”, 2nd edition, (The Institute of Materials, 2001).
49. J. Wang, P.J. Van der Wolk, S. Van der Zwaag, “On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling”, Journal of Materials 107 Science, 35, (2000), 4393-4404.
50. C. Keul, M. Urban, A. Back, G. Hirt, W. Bleck, Development of a high strength, ductile, bainitic (HDB) steel for highly stressed forged components, Schmiede-Journal (2010), 28-31.
51. S., Traint, A. Pichler, K. Heuzberger, P. Stiaszny, E. Werner, “Influence of Silicon, Aluminum, Phosphorus and Copper on the Phase Transformations of low alloy TRIP-Steels”, Steel research 73, 6+7,(2002), 259-266.
52. C. Keul, V. Wirths, W. Bleck, “New bainitic steels for forgings”, Archives of Civil and Mechanical Engineering 12, 2, (2012), 119-125.
53. Langenberg P., (Hrsg.), ECOPRESS, Economical and safe design of pressure vessels applying new modern steels, European project, 5th framework RTD, project no. GRD-1999- 10640, 1/2000 – 5/2003, Final report (info: www.i-w-t.de)
54. Münstermann, S., Lian, J., Bleck, W.: Design of damage tolerance in high strength steels. International Journal of Materials Research 103 (2012) 6, pp. 755-764
55. Yang Caifu and Zhang Yongquan. “Effect of Cu content on mechanical properties of low carbon HSLA steel,” Special Steel, 20(1999), 27-30.
56. Zhou G. F. et al, “Effect of copper and boron content on strain-induced Nb (C N) precipitation in ULCB steels at hot deformation temperature,” Acta Metallurgica Sinica: English Letters 13 (2000), 623 627
57. N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M. L. Taheri, B. López, and P. Uranga, “Effect of composition and deformation on coarse-grained austenite transformation in Nb-Mo microalloyed steels,” Metall. Mater. Trans. A, vol. 42, no. 12, pp. 3729–3742, Feb. 2011.

58. S. W. Thompson, D. J. Colvin, and G. Krauss, "Continuous cooling transformations and microstructures in a low-carbon, high-strength low-alloy plate steel," *Metall. Trans.*, vol. 21A, no. 6, pp. 1493–1507, June 1990.
59. R Wagner, R Kampmann, *Homogeneous Second Phase Precipitation* (Hassner P (Ed.). *Mater. Sci. Technol. Compr. Treat* Weinheim: Wiley-VH, 1991).
60. Z.Y. Xu, *Martensitic transformation and martensite* (Second Edition), (Beijing: Science press, 1999), 632. (in Chinese)
61. E. V Pereloma, B. R Crawford, P. D. Hodgson, "Strain-induced precipitation behavior in hot rolled strip steel", *Materials Science and Engineering* , 2001,299A:27-37
62. Федин В.М. Ресурс фрикционного узла тележки грузового вагона: материалы, технологии, результаты испытаний / В.М. Федин, С.П. Вакуленко, К.А. Чернышев, Ю.В. Ронжина // *Вагоны и вагонное хозяйство*. – 2022. – № 4 (72). – С. 30-33.
63. Эргашева В.В. Анализ надежности грузовых вагонов железных дорог республики Узбекистан. / В.В. Эргашева, Х.А. Рахматов // *Молодой ученый*. – 2023. – № 6 (453). – С. 39-42.
64. Великанов А.В. Качество и служебные свойства стальных фрикционных клиньев узла гасителя колебаний тележек грузовых вагонов. / А.В. Великанов, Б.В. Борщ, В.М. Федин, А.И. Борц, Н.А. Костина // В сборнике: *Вопросы развития железнодорожного транспорта в условиях рыночной экономики. Сборник научных трудов ВНИИЖТ. Сер. "170 лет Российским железным дорогам"* Москва, – 2007. – С. 155-166.
65. Буторин С.М. Фрикционные клинья грузовых тележек с повышенным межремонтным ресурсом. / С.М. Буторин, А.В. Ефимов. // *Известия Петербургского университета путей сообщения*. – 2017. – Т. 14. – № 4. – С. 605-614.
66. Великанов А.В. Чугунные фрикционные клинья тележки грузового вагона / А.В. Великанов, С.И. Пашарин, Т.П. Дудкина, В.С. Силин, Г.И. Угарова, Т.Е. Конькова // *Вестник ВНИИЖТ*. – 1999. – № 1. – С. 25-31.
67. Великанов А.В. Технология производства, качество и работоспособ-

ность закаленных фрикционных клиньев из высокопрочного чугуна / А.В. Великанов, Б.В. Борщ, В.М. Федин, А.И. Борщ, Е.И. Юрьева. // Вестник ВНИИЖТ. – 2007. – №5. – С. 19-24.

68. Письменный Е.А. Особенности термической обработки литой стали 38хсл для деталей фрикционного узла поглощающего аппарата / Е.А. Письменный, А.М. Марков, Д.А. Габец, А.В. Габец // Ползуновский вестник. – 2020. – № 1. – С. 145-149.

69. Письменный Е.А. Исследование влияния химического состава и структуры на ударную вязкость среднеуглеродистых низколегированных сталей, предназначенных для деталей, работающих в условиях ударно-фрикционного износа / Е.А. Письменный, А.М. Марков, Д.А. Габец, А.В. Габец // Ползуновский вестник. Письменный Е.А. 2020. – № 2. – С. 152-159.

70. Письменный Е.А. Исследование влияния химического состава кремнистой стали на её механические свойства / Е.А. Письменный, А.М. Марков, Д.А. Габец. // Ползуновский вестник. – 2020. – № 3. – С. 83-87.

71. Письменный Е.А. Разработка и расчет на прочность новой конструкции фрикционного клина узла гашения колебания тележки грузового вагона / Е.А. Письменный, А.В. Габец, А.М. Марков, Д.А. Габец // Инженерный вестник Дона. – 2020. – № 5 (65). – С. 22.

72. Письменный Е.А. Оптимизация материала узла гашения колебаний тележки грузового вагона Е.А. Письменный, А.М. Марков. // Ползуновский вестник. – 2021. – № 2. – С. 225-232.

73. Габец А.В. Совершенствование материала для фрикционного клина узла гашения колебаний тележки грузового вагона А.В. Сухов, М.В. Сапетов., Г.А. Филиппов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2014. – № 1. – С. 91-97.

74. Патент на полезную модель RU 194823 U1, МПК В61F 5/12. Фрикционный клин тележки железнодорожного вагона / Габец Д.А., Марков А.М., Письменный Е.А., Чертовских Е.О.; Общество с ограниченной ответственностью «Композит-Инжиниринг» // № 2019133574, Заявл. 22.10.2019, Опубл. 24.12.2019.

75. Патент на полезную модель RU 183582 У1, МПК В61G 5/02, Б61Ф 5/16, В61F 3/12 (2006.01), Б61Д 3/10. Узел сочленения грузового вагона / Письменный Е.А., Скогарев И.Е., Дзичковский Е.М., Буханцов С.В.; АО "Алтайвагон" // № 2018123336, Заявл. 27.06.2018, Оpubл. 26.09.2018.

76. Габец Д.А. Влияние комплексного модифицирования на структуру и свойства серого чугуна триботехнического назначения / Д.А. Габец, А.М. Марков, М.А. Гурьев, Е.А. Письменный, А.К. Насырова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24. – № 4. – С. 165-180.

77. G. Rega and F. Vestroni (eds.), IUTAM Symposium on Chaotic Dynamics and Control of Systems and Processes in Mechanics, 159–168. 2005 Springer. Printed in Great Britain.

78. C. Knudsen, R. Feldberg and H. True, “Bifurcations and chaos in a model of a rolling wheelset,” *Phil. Trans. R. Soc. Lond., A* 338:455–469, 1992.

79. H. True and R. Asmund, “The dynamics of a railway freight wagon wheelset with dry friction damping,” *Vehicle System Dynamics*, 38:149–163, 2002.

80. D. Chelidze and J. Cusumano, “A dynamical systems approach to failure prognosis,” *ASME Journal of Vibration and Acoustics*, 2003, in press.

81. Z. Popovic et al. (Eds.): *Methods for Assessing the Wear of Elements of Contact Pairs in High-Speed Motion TransSiberia 2019*, AISC 1115, pp. 990–999, 2020.

82. Y.-Q. Ni and X.-W. Ye (Eds.): *Methods for Assessing the Wear of Elements of Contact Pairs in High-Speed Motion Proceedings of the 1st IWHIR*, Vol. 1, LNEE 147, pp. 147–154.

83. Baur, K.G.: *Drehgestelle – Bogies*. EK-Verlag, Freiburg (2006). 60 p.

84. FAG Kugelfischer (Hrsg.): *FAG Rollenachslager für Schienenfahrzeuge*, Publ.-Nr. 07100, FAG Kugelfischer Georg Schäfer & Co., Schweinfurt (ca. 1963)

85. T. Yokobori and T. Aizawa, “A proposal for the concept of fatigue fracture toughness,” *Rep. Res. Inst. Str. Fract. Mater.*, 6, 19–23 (1970).

86. Артамонов Е.И. Исследование особенностей износа и обзор конструкций фрикционных клиньев для выбора их рациональной конфигурации. *Известия Петербургского университета путей сообщения*. – 2009. – № 1 (18). – С. 33-40.

87. Борщ Б.В. Клин из серого чугуна для фрикционного гасителя колебаний грузовых вагонов. / Б.В. Борщ, А.В. Великанов // В сборнике: Вопросы развития железнодорожного транспорта в условиях рыночной экономики. Сборник научных трудов ВНИИЖТ. Сер. "170 лет Российским железным дорогам" Москва, – 2007. – С. 166-175.
88. Орлова А.М. Влияние конфигурации фрикционных клиньев гасителя колебаний на ходовые качества грузового вагона. / А.М. Орлова, Е.И. Артамонов // Вестник машиностроения. – 2009. – № 6. – С. 28-31.
89. Бондаренко А.Ф. Стальной фрикционный клин, упрочненный объемно-поверхностной закалкой. / А.Ф. Бондаренко, А.А. Гореньков, В.М. Федин, А.И. Борщ. // Вестник Научно-исследовательского института железнодорожного транспорта. – 2010. – № 3. – С. 43-45.
90. Ермоленко И.Ю. Исследование вынужденных колебаний кузова вагона при движении по неровности пути. Транспортная инфраструктура Сибирского региона. – 2018. – Т. 2. – С. 373-376.
91. Туранов Х.Т. Численное моделирование пружинно-фрикционного поглощающего аппарата грузового вагона. Транспорт: наука, техника, управление. / Х.Т. Туранов, О.В. Черепов, К.К. Иргашев // Научный информационный сборник. – 2011. – № 4. – С. 16-21.
92. Вайчунас Г. Упруго-фрикционный скользун для тележки грузового вагона. / Вайчунас Г. [и др.] // Наука та прогрес транспорту. – 2014. – № 3 (51). – С. 117-123.
93. Крупное вагонное литье: спор о цене или качестве? "ИА РЖД-Партнер.ру". 27 июля 2021. https://advis.ru/php/view_news_ajax.php?id=1B952DC8-CD96-4446-B7D5-8E605FB48367. [Дата доступа 20.02.2023]
94. ГОСТ 1412-85 Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2004. - 5 с.
95. ГОСТ 977-88 Отливки стальные. Общие технические условия. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2004. - 34 с.

96. Костина Н.А., Великанов А.В. и др. Фрикционный гаситель для тележки 18-100. Отчет по теме 8.1.34 ФГУП ВНИИЖТ, 2005.
97. Отчет о научно-исследовательской работе по теме: Повышение долговечности фрикционного клинового гасителя колебаний тележек грузовых вагонов ФГУП ВНИИЖТ, 1997. – 132 с.
98. ТУ 3183-163-01124323-2003 «Клин фрикционный из высокопрочного чугуна для тележек грузовых вагонов. Технические условия»
99. ASM Handbook. Vol. 9: Metallography and microstructures. Ed. G.F. Vander Voort. ASM International, 2004. – 1674 p.
100. G. F. Vander Voort, Metallography: Principles and Practice. Materials Park, OH: ASM International, 1999.
101. Гурьев, М.А. Выявление фазового состава боридных покрытий методами цветного травления / М.А. Гурьев [и др.] // Ползуновский альманах. – 2020. №. 3. – С. 19–23.
102. ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения = Metals and alloys. Vickers hardness test. Part 1. Test method: национальный стандарт российской федерации: утвержден и введен в действие Приказом Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии от 29 ноября 2007 г. N 336-ст. – М.: Стандартинформ, 2008. – 19 с.
103. ГОСТ 9013-59 Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу = Metals. Method of measuring Rockwell hardness: межгосударственный стандарт: утвержден и введен в действие Комитетом стандартов, мер и измерительных приборов при Совете Министров СССР 04.02.59г. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2001. – 9 с.
104. ГОСТ 9012-59 Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю = Metals. Method of Brinell hardness measurement: межгосударственный стандарт: утвержден и введен в действие Комитетом стандартов, мер и измерительных приборов при Совете Министров СССР 04.02.59г. – М.: Стандартинформ, 2007. – 41 с.
105. ГОСТ 1497–84 (ИСО 6892-84) Металлы. Методы испытания на растя-

жение = Metals. Methods of tension test: межгос. стандарт: утв. постановлением Госком. СССР по стандартам от 16.07.84 № 2515: введен 1986.01.01: изд. (январь 2008г.). – М.: Стандартиформ, 2008. – 15 с.

106. ГОСТ 9454–78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах = Metals. Method for testing the impact strength at low, room and high temperature: гос. стандарт СССР: утв. постановлением Госком. стандартов Совета Министров СССР от 17.04.78 № 1021: введен 1979.01.01.: переизд. (октябрь 1993 г.). – М.: Изд-во стандартов, 1994. – 38 с.

107. ГОСТ 5657-69 Сталь. Метод испытания на прокаливаемость = Steel. Methods for the determination of hardenability: гос. стандарт СССР: утв. постановлением Комитета стандартов, мер и измерительных приборов при Совете Министров СССР N 750 от 27.06.69: введен 1970.07.01.: переизд. (январь 1993 г.). – М.: Изд-во стандартов, 1993. – 10 с.

108. Morawiec, M., Skowronek, A., Kozłowska, A. et al. Effect of prior martensite formation on the bainite transformation kinetics in high-strength 3% Mn multiphase steel. *J. Therm. Anal. Calorim.* 148, 1365–1371 (2023). <https://doi.org/10.1007/s10973-022-11729-2>

109. Eres-Castellanos A., Perez-Aroca V., Carrero-Santos P., Caballero F. G., Garcia-Mateo C., Tuning Bainitic Microstructures by Complex Thermo-mechanical Treatments under Constant Stress, *ISIJ International*, 2024, Volume 64, Issue 2, Pages 316-325, <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2023-148>

110. Guo H, et al. Effects of ausforming temperature on bainite transformation kinetics, microstructures and mechanical properties in ultra-fine bainitic steel. *J. Mater. Res. Technol.* 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.11.085>

111. Talebi, S. Hesamodin, Hadi Ghasemi-Nanesa, Mohammad Jahazi, and Haikouhi Melkonyan. "In Situ Study of Phase Transformations during Non-Isothermal Tempering of Bainitic and Martensitic Microstructures" *Metals* 7, no. 9. 2017.: 346. <https://doi.org/10.3390/met7090346>

112. Кауфман Л., Бернштейн Х. Расчет диаграмм состояния с помощью ЭВМ. — М.: Мир, 1972. — 328 с.

113. Chang, Y. Austin. Phase diagram calculation: past, present and future: [англ.] / Y. Austin Chang, Shuanglin Chen, Fan Zhang ... [et al.] // Progress in Materials Science. — 2004. — Vol. 49, no. 3—4. — P. 313—345. — doi:10.1016/S0079-6425(03)00025-2
114. Tedenac, JC. The CALPHAD Methodology: A Guide. In: Thermodynamics of Crystalline Materials. SpringerBriefs in Materials. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-99027-5_4
115. Kattner, Ursula R. The CALPHAD method and its role in material and process development: [англ.] // Tecnol. Metal. Mater. Miner. — 2016. — Vol. 13, no. 1. — P. 3—15. — doi:10.4322/2176-1523.1059
116. Du Y, Schmid-Fetzer R, Wang J, Liu S, Wang J, Jin Z. Fundamentals of Computational Thermodynamics and the CALPHAD Method. In: Computational Design of Engineering Materials: Fundamentals and Case Studies. Cambridge University Press; 2023:113-197.
117. Luo, C.; Hansson, K.; Song, Z.; Ågren, D.; Persson, E.S.; Cederholm, F.; Xuan, C. Modelling Microstructure in Casting of Steel via CALPHAD-Based ICME Approach. Alloys 2023, 2, 321-343. <https://doi.org/10.3390/alloys2040021>
118. Kreyca, J., Schwarz-Gsaxner, A., Zamberger, S. Application of CALPHAD for the Prediction of Matrix Phase Transformations in Steel. Mater. Scie. F. – 2023. Vol. 1105. No 12. P– 173–177. – doi: 10.4028/p-RN0tWA
119. Scherr, R.; Liepold, P.; Markl, M.; Körner, C. A CALPHAD-Informed Enthalpy Method for Multicomponent Alloy Systems with Phase Transitions. Modelling 2024, 5, 367-391. <https://doi.org/10.3390/modelling5010020>
120. Hideaki I., Takashi M., Keiichiro Oh-ishi, Shinji M. Grain Boundary Segregation Behavior and Thermodynamic Analysis Based on CALPHAD Method for B Added High Carbon Steel, MATERIALS TRANSACTIONS, 2024, Volume 65, Issue 5, P 568-575, 2024, <https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-M2023199>
121. Carl-Magnus L., Andreas M., Amer M., Quang Minh Do, Johan J. A new CALPHAD based finite element tool for Additive Manufacturing simulation. Euro Powder Metallurgy 2023 Congress & Exhibition. doi: 10.59499/EP235762579
122. Курдюмов Г.В. Превращение в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М.

Утевский, Р.И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236с.

123. Pismennyi E.A. Optimization of heat treatment process for cast steel 50SL / Pismennyi E.A., Markov A.M., Augstkaln A.I., Deev V.B. // CIS Iron and Steel Review. Vol. 27. (2024), pp. 9–14. DOI:10.17580/cisisr.2024.02.08.

124. Письменный Е.А. Исследование динамических характеристик вагонов хопперов на перспективных тележках / Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2014. Т. 2. № 3 (68). С. 45-50.

125. Письменный Е.А. Инженерное проектировании фрикционного клина узла гашения колебаний тележки грузового вагона / Е.А. Письменный, А.М. Марков, Д.А. Габец, И.В. Левкин // сб. материалов IV Международной научно-практической конференции с онлайн-участием. Кемерово. – 2020. – С. 416-418.

126. Письменный Е.А. Исследование режимов термической обработки литых деталей поглощающего аппарата АПФК-110 / Е.А. Письменный, А.М. Марков, Д.А. Габец, А.В. Габец // Сб. трудов X Международной научно-практической конференции. Под редакцией В.Ю. Блюменштейна. – 2019. – С. 470-479.

127. Myamlin S.V. Investigation of dynamic characteristics of gondola cars on perspective bogies / S.V. Myamlin, V.M. Bubnov, Ye.O. Pysmennyi // Наука та прогрес транспорту. – 2014. – № 5 (53). – С. 126-137.

128. Письменный Е.А. Анализ факторов верхнего строения пути не учтенных в современных программах и методиках сертификационных испытаний железнодорожной техники / Е.А. Письменный, А.Я. Кобозев, Н.А. Гергель, Е.А. Викторова // Сборник научных трудов Донецкого института железнодорожного транспорта. – 2013. – № 36. – С. 174-180.

129. Бондарев А.М. Определение остаточных напряжений в полуобработанных осях для железнодорожного подвижного состава / А.М. Бондарев, В.Л. Горобец, С.В. Мямлин, Е.А. Письменный, И.Е. Скогарев, Д.В. Горобец // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна. – 2010. – № 34. – С. 16-21.

130. Письменный Е.А. Определение динамической нагруженности грузо-

вых вагонов на опытных тележках. / Е.А. Письменный // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна. – 2007. – № 17. – С. 182-187.

131. Мямлин С.В. Объектно-ориентированная математическая модель пространственных колебаний рельсовых экипажей / С.В. Мямлин, А.Н. Пшинько, Е.А. Письменный, В.И. Приходько // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна. – 2005. – № 7. – С. 87-90.

132. Мямлин С.В. Математическое моделирование амортизаторов удара / С.В. Мямлин, Е.А. Письменный, А.И. Яловой, Л.А. Манашкин. // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна. – 2004. – № 4. – С. 119-121.

133. Манашкин Л.А. Об измерении вертикальных сил в тележках грузовых вагонов. / Л.А. Манашкин, С.В. Мямлин, Е.А. Письменный // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна. – 2004. – № 5. – С. 132-135.

Приложение А



Приложение Б

Утверждаю:
 Директор
 ООО «Композит-инжиниринг»
 Габеев Д.А.

 03 2023

АКТ

производственных испытаний и использования технологии
 термической обработки отливок фрикционного клина чертеж
 КИ-000.00.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020

В условиях ООО «Композит-инжиниринг» реализована технология термической обработки фрикционного клина, изготовленного по чертежу КИ-000.00.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020, предложенная коллективом разработчиков (Е.А. Письменный, А.М. Марков).

Традиционный режим термической обработки, включает гомогенизационный отжиг отливок при температуре 920 – 950 °С с выдержкой в течение не менее 2 часов и последующее охлаждение с печью до температуры ниже 400 °С. Дальнейшее охлаждение до нормальной температуры можно проводить на воздухе. Закалку в этом случае проводят с повторного нагрева до температуры 850 °С с выдержкой при этой температуре 0,8–1 ч, охлаждая отливки в воде. Далее проводят отпуск отливок при температуре 350 °С в течение времени не менее 2 ч.

По сравнению с традиционной технологией термообработки фрикционного клина из стали 50СЛ, разработанная технология термической обработки позволяет сократить производственный цикл за счет исключения операции предварительного отжига и совмещения операции предварительного отжига с нагревом под закалку в одном цикле. Таким образом, цикл термической обработки отливок фрикционного клина сокращается в 2,5 раза на каждую тонну изделий: по разработанной технологии весь процесс термической обработки 1 тонны отливок фрикционного клина в условиях ООО «Композит-инжиниринг» занимает 6–7 часов, в то время как процесс термической обработки 1 тонны отливок фрикционного клина по традиционной технологии занимает не менее 15–17 часов. Помимо сокращения времени операции термообработки, сокращаются также трудо- и энергозатраты на операцию термической обработки, а также операционное время работы термических печей. Кроме того, практически непрерывный режим работы термических печей при минимальных колебаниях температурного режима печи за счет исключения периодических охлаждений печи до 400 °С, значительно повышает ресурс работы футеровки печи.

Сущность предлагаемой разработчиками технологии термообработки фрикционного клина, изготовленного по чертежу КИ-000.00.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020 заключается в следующем: нагрев отливок фрикционного клина до 950 °С, выдержка 2 ч, остывание с печью до 850

°С, выдержка 0,3 ч, охлаждение в воде. Отпуск при 350 °С, 2 ч. При термической обработке по данному режиму исключается необходимость в предварительном отжиге отливок фрикционного клина, так как в процессе нагрева и последующей выдержки при температуре 950 °С происходят процессы гомогенизации химического состава отливок, а дополнительная выдержка в процессе остывания отливок с печью до 850 °С и выдержка при этой температуре гарантирует выравнивание температурных полей и градиентов химического состава по сечению отливок.

Получаемая после термообработки структура фрикционного клина представляет собой смесь бейнита и отпущенного мартенсита с мелкодисперсными (средний размер 150–200 нм) включениями карбидов, преимущественно – цементита Fe_3C . Твердость термообработанных по предлагаемой разработчиками технологии термообработки составляет 320 ± 8 НВ, показатели ударной вязкости $\text{KCU } 38,28 \pm 3,27$ Дж/см². – Показатели ударной вязкости термообработанных по предложенной разработчиками технологии отливок фрикционных клиньев в 1,5 раза превосходят показатели ударной вязкости отливок фрикционных клиньев, термообработанных по традиционной технологии термической обработки при их сопоставимой твердости.

В результате испытаний установлено, что цикл термической обработки отливок фрикционного клина по предлагаемому режиму сокращается в 2,5 раза на каждую тонну изделий: по разработанной технологии весь процесс термической обработки 1 тонны отливок фрикционного клина в условиях «Композит-инжиниринг» занимает 6–7 часов, в то время как процесс термической обработки 1 тонны отливок фрикционного клина по традиционной технологии занимает не менее 15–17 часов. Помимо сокращения времени операции термообработки, сокращаются также трудо- и энергозатраты на операцию термической обработки, а также операционное время работы термических печей.

Экономический эффект от внедрения предложенной разработчиками технологии термообработки отливок фрикционного клина составил около 12000 руб./т термообработанных отливок за счет сокращения цикла термообработки, без учета экономического эффекта от увеличения времени работы термических закалочных печей и сокращения их простоя на ремонт.

Настоящий документ составлен для констатации научной и практической значимости проведенных работ и не является основанием для финансовых претензий.

От ООО «Композит-инжиниринг»:

Главный инженер

От Разработчиков:

д.т.н., профессор

Аспирант АлтГТУ



М. М. Баташов

А.М. Марков

Е.А. Письменный

Приложение В

Утверждаю:

Директор ООО «СибТрансМаш»

Бобров Б.В.

**АКТ**

производственных испытаний и использования технологии
термической обработки отливок фрикционного клина чертеж
ТМВШ – 000.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020

Технология термической обработки фрикционного клина, изготовленного по чертежу ТМВШ - 000.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020 – разработчики Е.А. Письменный, А.М. Марков, была применена на предприятии ООО «СибТрансМаш».

Описание существующей технологии термической обработки:

1. Гомогенизационный отжиг отливок при температуре 920 – 950 °С с выдержкой не менее 2 часов и последующее охлаждение с печью ниже 400 °С с дальнейшим охлаждением на воздухе.
2. Закалка проводится с повторного нагрева до температуры 850 °С с выдержкой при этой температуре 0,8 – 1 ч., охлаждение отливок в воде.
3. Отпуск отливок при температуре 350 °С в течение не менее 2 ч.

Описание предлагаемой технологии:

1. Нагрев отливок фрикционного клина до 950 °С, выдержка 2 ч., остывание с печью до 850 °С, выдержка 0,3 ч., охлаждение в воде.
2. Отпуск отливок при температуре 350 °С в течение 2 ч.

Технологический эффект:

При термической обработке по предлагаемой технологии в процессе нагрева и выдержки при 950 °С происходит гомогенизация химического состава отливок, а дополнительная выдержка в процессе остывания отливок с печью до 850°С и выдержка при этой температуре гарантирует выравнивание температурных полей и градиентов химического состава по сечению отливок, что исключает необходимость в предварительном отжиге отливок.

Получаемая в результате термообработки структура фрикционного клина представляет собой смесь бейнита и отпущенного мартенсита с мелкодисперсными (150 – 200 нм.) включениями карбидов, преимущественно цементита Fe₃C. Твердость термообработанных по предлагаемой технологии

отливок составляет 320 ± 8 НВ, показатели ударной вязкости КСЧ $38,25 \pm 3,27$ Дж/см², что в 1,5 раза превосходит показатели ударной вязкости существующей технологии термической обработки.

Результаты испытаний показали, что цикл термической обработки отливок фрикционного клина по предложенной технологии сокращается в 2,5 раза на каждую тонну изделий и занимает 6-7 часов в условиях ООО «СибТрансМаш», в то время как процесс термической обработки по существующей технологии занимает не менее 15-17 ч. Вместе с временем обработки сокращаются также и трудо- и энергозатраты, операционное время работы термических печей.

Экономический эффект:

Экономический эффект от внедрения предложенной технологии термической обработки составил 12140 руб./т. термообработанных отливок за счет сокращения цикла обработки, без учета экономических эффектов от увеличения времени работы термических закалочных печей и сокращения их простоя на ремонт.

Итог:

Настоящий документ составлен для констатации научной и практической значимости проведенных работ и не является основанием для финансовых претензий.

От ООО «СибТрансМаш»:
Технический директор

От Разработчиков:
д.т.н., профессор

Аспирант АлтГТУ

 И. И. Комраков
 А. М. Марков
 Е. А. Письменный

Приложение Г



Справка

о внедрении в производство технологии
термической обработки отливок фрикционного клина чертеж
КИ-000.00.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020

В условиях ООО «Композит-инжиниринг» за период 2020 – 2022 гг реализована технология термической обработки отливок фрикционного клина чертеж КИ-000.00.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020, предложенная коллективом разработчиков.

В результате проведенных испытаний установлено, что показатели ударной вязкости термообработанных по предложенной разработчиками технологии отливок фрикционных клиньев КИ-000.00.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020 в 1,5 раза превосходят показатели ударной вязкости отливок фрикционных клиньев, термообработанных по традиционной технологии термической обработки (соответственно КСУ $38,28 \pm 3,27$ Дж/см² и $28,57 \pm 3,18$ Дж/см²) при их сопоставимой твердости, равной 320 ± 8 НВ. На момент написания данной справки достигнут экономический эффект от внедрения предложенной разработчиками технологии термообработки отливок фрикционного клина составил около 12000 руб./т термообработанных отливок за счет сокращения цикла термообработки, без учета экономического эффекта от увеличения времени работы термических закалочных печей и сокращения их простоя на ремонт. Кроме того, согласно проведенным испытаниям, ресурс работы термообработанных по предложенной разработчиками технологии термообработки отливок фрикционных клиньев КИ-000.00.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020 может составить более 250 тыс. км.

Предложенная разработчиками технология термообработки отливок фрикционных клиньев КИ-000.00.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020 внедрена в технологический процесс и используется в производственном цикле ООО «Композит-инжиниринг».

Настоящий документ составлен для констатации научной и практической значимости проведенных исследований и не является основанием для финансовых претензий.

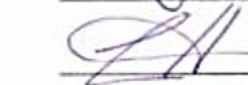
От ООО «Композит-инжиниринг»:

Главный инженер

От Разработчиков:

д.т.н., профессор

Аспирант АлтГТУ

 М. М. Багашов
 А. М. Марков
 Е. А. Письменный

Приложение Д

Утверждаю:
Директор ООО «СибТрансМаш»
Бобров Б.В.

« 05 » 04 2023



СПРАВКА

о внедрении на производство технологии
термической обработки отливок фрикционного клина чертежа
ТМВШ – 000.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020

Результаты проведенных испытаний:

1. Твердость термообработанных по предлагаемой технологии отливок фрикционного клина чертежа ТМВШ – 000.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020 составляет 320 ± 8 НВ, показатели ударной вязкости КСЧ $38,25 \pm 3,27$ Дж/см² против $28,57 \pm 3,18$ Дж/см² по существующей технологии, что в 1,5 раза превосходит показатели ударной вязкости существующей технологии термической обработки.

2. Экономический эффект от внедрения предложенной технологии термической обработки составил 12140 руб./т. термообработанных отливок за счет сокращения цикла обработки, без учета экономических эффектов от увеличения времени работы термических закалочных печей и сокращения их простоя на ремонт.

3. По результатам сертификационных испытаний ресурс работы термообработанных по предложенной технологии отливок фрикционных клиньев ТМВШ – 000.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020 гарантирует наработку на отказ более 250 тыс. км.

Итог:

Предложенная разработчиками технология термической обработки фрикционного клина, изготовленного по чертежу ТМВШ - 000.00.001 из стали 50СЛ по ТУ 30.20.40.-001-40542030-2020 внедрена в технологический процесс и активно используется в производственном цикле ООО «СибТрансМаш».

Настоящий документ составлен для констатации научной и практической значимости проведенных работ и не является основанием для финансовых претензий.

От ООО «СибТрансМаш»:
Технический директор

От Разработчиков:
д.т.н., профессор

Аспирант АлГТУ

И. И. Комраков

А.М. Марков

Е.А. Письменный