

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ
ФЕДЕРАЦИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
образования «Самарский государственный технический университет»

На правах рукописи

ЯКИМОВ
Николай Сергеевич

**УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ
И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОГЛОЩАЮЩИХ АППАРАТОВ И
ДЕМПФЕРОВ ТРАНСПОРТНОЙ ТЕХНИКИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И
ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКАХ**

2.6.17. Материаловедение

Диссертация на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель –
доктор технических наук,
профессор Муратов В. С.

Самара 2021 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1 СОВРЕМЕННЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ ДЛЯ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ УЗЛОВ ТРАНСПОРТНОЙ ТЕХНИКИ И ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ МЕТОДЫ ИХ УПРОЧНЕНИЯ	13
1.1 Условия эксплуатации исследуемых узлов транспортной техники, предъявляемые к ним требования	13
1.2 Особенности химического состава и формирования структуры и свойств высокопрочных сталей и сплавов транспортного назначения	22
1.2.1 Особенности химического и фазового состава комплексно- легированных высокопрочных сталей для транспортной техники	22
1.2.2 Современные методы упрочнения высокопрочных сталей для транспортной техники	33
1.2.3 Особенности химического и фазового состава высокопрочных титановых сплавов и современные методы их упрочнения	45
1.3 Выводы по главе	59
2 МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ	61
2.1 Исследуемые стали и сплавы	61
2.2 Используемые методы упрочнения сталей и сплавов	62
2.3 Методика проведения структурных и физико-механических исследований	65
2.4 Методика определения прочности сцепления покрытия с основой	67
2.5 Испытания поглощающих аппаратов и демпферов	68
2.6 Выводы по главе	70
3 ИССЛЕДОВАНИЕ СЛУЧАЕВ ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОГЛОЩАЮЩИХ АППАРАТОВ И ДЕМПФЕРОВ	72

3.1 Разрушение поглощающих аппаратов в ходе приемо-сдаточных испытаний	72
3.2 Разрушение поглощающих аппаратов и демпферов в процессе эксплуатации	78
3.3 Выводы по главе	83
4 РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В КОНСТРУКЦИЯХ ПОГЛОЩАЮЩИХ АППАРАТОВ	85
4.1 Отработка режимов термической обработки стали 30ХГСН2А	85
4.1.1 Термическая обработка, уменьшающая негативное влияние примесей	85
4.1.2 Отработка режимов корректирующей термической обработки	91
4.2 Отработка режимов термической обработки штампованных заготовок из стали 14Х17Н2	101
4.3 Формирование структуры и свойств комплекснолегированной стали ВКЛ-3 (12Х2НВМЛ)	104
4.4 Выводы по главе	110
5 РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ШТОКОВ С ПОРШНЕМ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ ПОГЛОЩАЮЩИХ АППАРАТОВ	112
5.1 Исследование возможности снижения дефектности хромовых покрытий коррекцией режима обезводороживания	112
5.2 Исследование процессов газотермического напыления покрытий	114
5.3 Выводы по главе	126
6 РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОГО И ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ШТОКОВ И ПОРШНЕЙ ДЕМПФЕРОВ АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	127

6.1 Анализ особенностей технологии изготовления штоков и поршней из сплава ВТ22. Устранение возникающих несоответствий по качеству изделий	127
6.2 Отработка режимов поверхностной обработки штоков и поршней демпферов авиационного назначения	132
6.3 Выводы по главе	141
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	144
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ	147
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	149
ПРИЛОЖЕНИЕ А	176

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы: Новые стратегии развития авиационной промышленности и железнодорожного транспорта на период до 2030 года, утвержденные Правительством РФ, направлены на формирование условий для устойчивого социально-экономического развития России, повышения мобильности населения и оптимизации товародвижения, укрепления экономического суверенитета, национальной безопасности и обороноспособности страны на основе инновационного и опережающего развития железнодорожного и авиационного транспорта. Определена национальная цель – формирование в основных отраслях экономики (в том числе и в сфере транспорта) высокопроизводительных экспортно-ориентированных секторов, развивающихся на основе современных технологий. Так по сравнению с 2018г. к 2024 г. планируется увеличение показателей экспорта в гражданском авиастроении в 9 раз, а в железнодорожной технике – на 96,7 %.

Указанные задачи не могут быть решены без формирования мощного научно-технического потенциала авиационной и машиностроительной промышленности, совершенствования применяемых методов обработки и внедрения новых материалов, реализации перспективных технологических процессов.

Должны решаться проблемы повышения эффективности, уровня качества и безопасности перевозок и полетов на основе технологического и технического развития транспорта. Так в области железнодорожного транспорта осевые нагрузки при движении составов в ближайшее время увеличатся до 270 - 300 кН; стоят задачи производства скоростных и высокоскоростных поездов, увеличения наработки на отказ на 30-40%, межремонтного пробега грузового вагона до 1 млн. км.

К особо важным узлам и изделиям транспортного назначения, относятся гидравлические системы и оборудование, в том числе поршневые

гидроцилиндры. Их принцип действия и конструкция лежат в основе функционирования разнообразных амортизационных, поглощающих и демпфирующих устройств, широко применяемых в железнодорожных и авиационных транспортных средствах. Поглощающие аппараты используются для гашения основной части энергии ударных воздействий, а также для снижения продольных растягивающих и сжимающих усилий, передающихся на конструкцию вагонов. Указанные усилия и воздействия могут неблагоприятно повлиять на целостность автотормозного оборудования, ходовой части, всей конструкции транспортного средства, перевозимого груза и безопасность перевозок. Следует учесть, что в настоящее время скорости движения поездов и соударения вагонов при маневрировании значительно увеличиваются, растет использование переходных режимов движения, возрастают массы вагонов и поездов.

Демпферы, предназначенные для погашения и рассеяния энергии колебаний, возникающих в различных узлах и конструкциях авиационной техники, обеспечивают надежность их эксплуатации, предотвращают возможные отказы и повышают безопасность полетов.

В силу отмеченного, решение проблемы повышения надежности функционирования поглощающих аппаратов и демпферов, исключение преждевременного их разрушения является актуальным, поскольку способствует выполнению стратегических задач развития и достижению национальной цели в области железнодорожного транспорта и авиационной промышленности. Важным направлением решения данной проблемы является совершенствование способов обработки, используемых для их изготовления сталей и сплавов, а также применение перспективных методов воздействия на материалы для формирования улучшенной структуры и уровня свойств.

Степень разработанности темы: Проблема предотвращения преждевременного разрушения поглощающих аппаратов и демпферов имеет особую значимость для обеспечения надежности отечественной и зарубежной транспортной техники. К началу работы над диссертацией имелись сведения о

частых случаях преждевременного разрушения данных устройств в ходе приемо - сдаточных испытаний и эксплуатации.

Современные отечественная и зарубежная транспортная и авиационная промышленность располагают достаточно широким спектром высокопрочных сталей и титановых сплавов, потенциально удовлетворяющих условиям эксплуатации поглощающих аппаратов и демпферов. Проведены серьезные исследования по установлению влияния легирующих элементов и примесей на комплекс свойств этих сталей и сплавов. Химические составы их постоянно совершенствуются.

Существует большое количество методов термического и поверхностного упрочнения высокопрочных сталей и титановых сплавов. Однако выбор способов обработки и назначение технологических режимов выполняется не всегда обоснованно. В частности, часто не учитываются состояние материала после предшествующей обработки (начиная с выплавки стали) и сформировавшиеся при этом особенности химического состава и структуры. Неполно выявлены закономерности формирования структуры и свойств сталей и сплавов в процессе многоэтапных комбинированных воздействий. Возникает необходимость коррекции структуры сплава уже после окончательной термической обработки, которая не сформировала требуемый уровень свойств изделия. Во многих случаях используемые методы поверхностного упрочнения и их режимы не обладают высокой воспроизводимостью требуемого уровня качества покрытий, могут быть реализованы только после многостадийной и сложной предварительной обработки поверхности, экологически несовершенны.

Цель работы: предложить способы и режимы термической и поверхностной обработок высокопрочных сталей и титановых сплавов для поглощающих аппаратов и демпферов транспортной техники, обеспечивающие улучшение их структуры и свойств.

В диссертационной работе поставлены и решены следующие **исследовательские задачи:**

- проанализированы условия эксплуатации исследуемых железнодорожных поглощающих аппаратов и авиационных демпферов и определены воздействия, приводящие к случаям отказа;
- установлены причины и механизмы преждевременного разрушения исследуемых поглощающих аппаратов и демпферов;
- выявлены закономерности формирования структуры и свойств высокопрочных сталей и титановых сплавов, используемых для изготовления поглощающих устройств и демпферов, при термической и поверхностной обработках;
- отработаны режимы термической и поверхностной обработок, обеспечивающие предотвращение преждевременного разрушения поглощающих аппаратов и демпферов;
- апробированы предлагаемые режимы обработок в условиях действующего производства.

Научная новизна работы:

- установлены механизмы преждевременного разрушения высокопрочных сталей и титановых сплавов, в том числе с гальваническим хромовым покрытием, в условиях комплексного воздействия значительных статических и ударных воздействий, циклических нагрузок и износа, характерного для поглощающих аппаратов и демпферов транспортной техники;
- установлена взаимосвязь между содержанием примеси азота в сталях и склонностью к обезуглероживанию и прокаливаемостью; зональное повышение содержания азота обуславливает повышение склонности к обезуглероживанию и понижение прокаливаемости;
- выявлены особенности формирования структуры и свойств высокопрочных сталей (30ХГСН2А, 14Х17Н2, ВКЛ-3) и титанового сплава ВТ22 в процессе варьирования видов и режимов термической обработки;
- показано, что обезводородоживание гальванического хромового покрытия по предложенному режиму позволяет уменьшить степень его дефектности;

- установлены закономерности влияния исходного состояния порошковых смесей и параметров газотермического напыления (в вариантах APS и HVOF) на характеристики качества износостойких и антифрикционных покрытий, наносимых на высокопрочные стали и титановые сплавы;
- установлены закономерности формирования фазового состава по глубине поверхностного слоя, получаемого при лазерном поверхностном легировании титана медью.

Практическая значимость работы:

- разработаны режимы термической обработки высокопрочных сталей для корпусов поглощающих устройств железнодорожного назначения, обеспечивающие повышение их надежности, за счет исключения случаев их преждевременного разрушения;
- разработаны вид и режимы повторной термической обработки высокопрочных сталей для корпусов поглощающих устройств и титановых сплавов для штоков демпферов авиационного назначения, позволяющие достигать требуемого уровня свойств, в случае его неудовлетворительного уровня после первой термической обработки;
- разработаны режимы нанесения газотермических покрытий (в вариантах APS и HVOF) на высокопрочные стали и титановые сплавы, позволяющие получать износостойкие и антифрикционные покрытия с характеристиками, отвечающими требованиям нормативных документов для поглощающих устройств и демпферов;
- предложены режимы поверхностного лазерного легирования медью технического титана, позволяющие значительно повысить его жаростойкость и износостойкость, что позволяет перейти к отработке этого процесса на высокопрочных титановых сплавах для демпферов;
- результаты диссертационной работы внедрены при разработке технологических процессов термической обработки деталей «Корпус» поглощающих аппаратов на АО «Авиаагрегат», а также использованы в учебном процессе кафедры «Металловедение, порошковая металлургия,

наноматериалы» ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет».

Методология и методы исследования.

Методология работы состояла из теоретического изучения литературных источников, планировании исследований и интерпретации их результатов на основе научных положений материаловедения, машиностроения, теории и технологии термической обработки, технологии нанесения покрытий, статистического анализа, а также практических экспериментальных методов исследования, к которым относятся сканирующая электронная микроскопия, рентгеновский фазовый анализ, микрорентгеноспектральный анализ, оптико-эмиссионный анализ, оптическая микроскопия, испытания для определения механических свойств.

Объект исследования: особенности формирования структуры и свойств высокопрочных сталей (30ХГСН2А, 14Х17Н2, ВКЛ-3), титана и сплава на его основе ВТ22 при термической и поверхностной обработках.

Предмет исследования: причины формирования структуры с недостаточным уровнем свойств указанных сталей и сплавов, приводящих к преждевременному разрушению поглощающих аппаратов и демпферов; способы и режимы их упрочняющих термической и поверхностной (электролитическое хромирование, газотермическое напыление в плазменном (APS) и газопламенном (HVOF) вариантах, лазерное легирование) обработок, приводящие к улучшению структуры и свойств материалов и повышению надежности поглощающих аппаратов и демпферов.

Положения, выносимые на защиту.

1. Механизмы преждевременного разрушения высокопрочных сталей и титановых сплавов, в том числе с гальваническим хромовым покрытием, в процессах испытаний и эксплуатации поглощающих аппаратов и демпферов.
2. Результаты исследований влияния режимов термической обработки на структуру и свойства высокопрочных сталей (30ХГСН2А, 14Х17Н2, ВКЛ-3) и титанового сплава ВТ22. Технологические варианты термической обработки

корпусов поглощающих аппаратов, штоков демпферов, крепежных деталей, улучшающие структуру и свойства перечисленных сталей и сплавов и повышающие надежность поглощающих устройств и демпферов.

3. Закономерности влияния исходного состояния порошков (ПС – 85КдХ + 15Х20Н80, Cr₃C₂ – 20NiCr, WC – Co- Cr – 86/10/4, ПН75Ю23В (ВКНА), ПР-БрА9) и параметров газотермического напыления (в вариантах APS и HVOF) на характеристики качества износостойких и антифрикционных покрытий, наносимых на высокопрочные стали и титановые сплавы.
4. Закономерности формирования фазового состава по глубине поверхностного слоя, получаемого при лазерном поверхностном легировании титана медью.

Связь работы с научными программами и темами: Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 19-38-90172, тема: «Влияние процессов термической обработки и поверхностного упрочнения на структуру и свойства перспективных высокопрочных сталей и сплавов для авиационной техники».

Достоверность результатов работы подтверждается корректностью цели и задач выполненных исследований, применением комплекса апробированных теоретических и экспериментальных методов, обоснованностью результатов исследований и сформулированных выводов, отсутствием противоречий с положениями литературных источников.

Апробация работы: Основные положения и результаты работы докладывались и обсуждались на следующих научно-технических мероприятиях: X Юбилейная международная научная конференция «Наука и образование в современной России» (Москва, 2018 г.), научно-технических семинарах кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» СамГТУ (Самара, 2018, 2019, 2020, 2021г.г.), X «Международная научно-практическая конференция» «Перспективное развитие науки, техники и технологий» (Курск, 2020), 19 Международная научно-техническая конференция «Пром-Инжиниринг» (Сочи, 2020 г.), 20 Международная научно-техническая конференция «Пром-Инжиниринг» (Сочи, 2021 г.).

Личный вклад автора состоит в разработке и апробации новых режимов термической и поверхностной обработок сталей и титановых сплавов, обработке и интерпретации экспериментальных данных, формулировании выводов и рекомендаций по полученным результатам.

Автор работы, как соавтор, участвовал в написании рукописей публикаций, лично докладывал результаты выполненных исследований на международных конференциях. Результаты работы обсуждались и анализировались автором совместно с научным коллективом и руководителем.

Публикации: Результаты диссертации опубликованы в 12 работах, из них 6 статей в рецензируемых изданиях, входящих в системы индексирования WoS и Scopus и рекомендованных ВАК РФ.

Структура и объем диссертации: Диссертация изложена на 176 страницах машинописного текста, включает 70 рисунков и 37 таблиц. Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, заключения, списка литературы, содержащего 272 наименования.

1 СОВРЕМЕННЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ ДЛЯ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ УЗЛОВ ТРАНСПОРТНОЙ ТЕХНИКИ И ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ МЕТОДЫ ИХ УПРОЧНЕНИЯ

1.1 Условия эксплуатации исследуемых узлов транспортной техники, предъявляемые к ним требования

Одной из основных проблем, определенных «Основными направлениями деятельности Правительства Российской Федерации до 2025 года» в транспортной технике, является приведение уровня качества и безопасности перевозок в соответствие с требованиями населения, мировых стандартов и экономики на базе опережающего технического и технологического обновления железнодорожного транспорта [1,2].

Среди особо важных изделий и узлов различных транспортных средств значительное место занимают гидравлические системы и оборудование. Основным элементов таких систем являются гидроцилиндры, конструкция которых (рисунок 1.1) включает в себя следующие основные элементы: корпус-гильзу, поршень, шток.

Принцип действия гидроцилиндров различных типов основан на давлении, оказываемом на поршень рабочей жидкостью. За счет воздействия на поршень шток гидроцилиндра совершает циклическую работу и передает усилие на обслуживаемый рабочий узел [3]. Кроме того, гидроцилиндры используются в качестве основного элемента поглощающих аппаратов (ПА) и демпферов, широко применяемых в транспортных средствах.

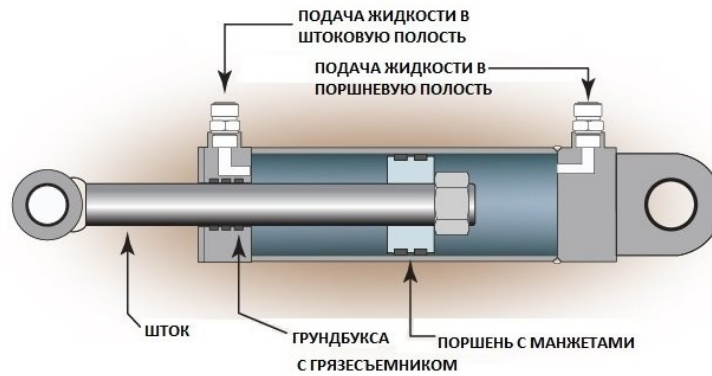


Рисунок 1.1 - Схема гидравлического цилиндра

В работе рассмотрены два вида таких устройств: эластомерный ПА для железнодорожного транспорта и гидравлический демпфер (ГД) для авиационной техники.

Современная тенденция повышения веса грузового железнодорожного состава имеет не только положительные, но и отрицательные моменты, например рост продольных реакций, возникающих при соударении вагонов во время маневровых работ или движения. Такие реакции нарушают целостность ходовой части, автотормозного оборудования, конструкции вагона и груза, который в них перевозится. Для их устранения или снижения негативных последствий и используются ПА автосцепки. Рост требований к безопасности движения при транспортировке опасных грузов привел к разработке эластомерных ПА. ПА — составная часть автосцепного устройства, служащая для поглощения основной части энергии удара, а также для снижения продольных растягивающих и сжимающих усилий, передающихся через автосцепку на раму рельсового подвижного состава (вагон, локомотив). Выполняет функцию буфера и устанавливается внутри рамы. В таких аппаратах поглощение ударно-тяговых воздействий реализуется за счет перетекания эластомера из одной части корпуса аппарата в другую через кольцевой зазор или малое отверстие. Зазор имеет размеры десятые доли миллиметра, что обуславливает высокие требования к точности изготовления деталей и прочности корпуса, поскольку рабочие давления достигают значений 450 МПа.

На ОАО «Авиаагрегат» г. Самара созданы и производятся эластомерные поглощающие аппараты АПЭ-120И и АПЭ-90А. Их положительными сторонами признаны высокая энергоемкость (превышающая более чем в 2 раза энергоемкость аппаратов пружинно-фрикционного типа) и плавность работы. Но для них характерны высокая стоимость и необходимость наличия специализированных ремонтных и поверочных предприятий. Однако, установка этих ПА на грузовых составах повышает сохранность вагонов и безопасность перевозки грузов, снижает количество ремонтов автосцепных устройств, что окупает повышенные затраты на покупку аппаратов данного типа [4].

Для заполнения эластомерных аппаратов используется композиция, обладающая высокими упругими свойствами, состава, %: каучук СКТФ - 43,7; жидкость ПФМС - 4 - 43,7; окись магния – 0,11; окись железа – 0,52; волластонит – 4,37, тальк – 5,25; борная кислота – 2,2.

Каждый эластомерный ПА характеризуется рядом основных показателей: энергоемкостью (количеством поглощаемой энергии при полном ходе и усилии 2 МН); усилием начального сопротивления; рабочим ходом подвижных частей аппарата, которые выходят за габариты корпуса. Имеются и дополнительные показатели: период приработки, срок службы, стабильность работы, масса аппарата и т. д. Типы эластомерных ПА представлены в таблице 1.1 [5].

ПА классифицируются и характеризуются на классы, указанные в таблице 1.2. Классы Т0 и Т1 представлены пружинно-фрикционными аппаратами, поглощающими энергию удара трением на рабочих поверхностях. Требования, предъявляемые к классам Т2 и Т3, удовлетворяются лишь конструкциями эластомерных или гидравлических ПА. Эластомерными аппаратами оснащают вагоны, перевозящие грузы повышенного класса опасности: инфекционные, ядовитые, легковоспламеняющиеся. Их повреждения, сходы вагонов с пути связаны, как правило, с серьезными последствиями [4]. Основные характеристики ПА разных классов представлены в таблице 1.2.

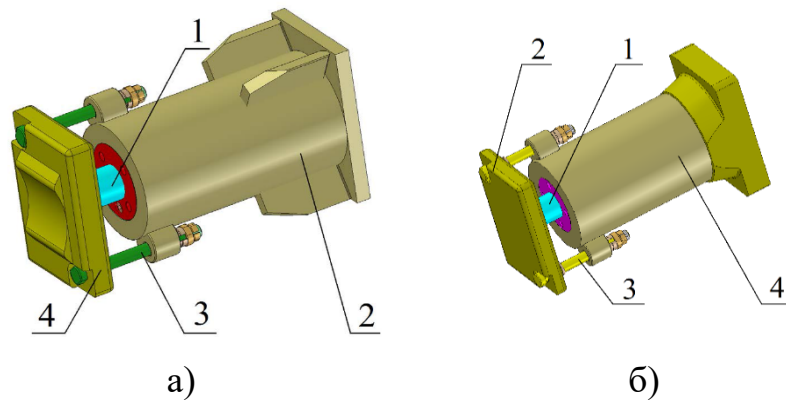
Таблица 1.1 – Типы поглощающих аппаратов грузовых вагонов

Тип аппарата	Производитель	Класс аппарата	Номинальная энергоемкость при силе 2МН, кДж	Ход, мм	Номинальная скорость соударения вагонов массой 100т, км/ч	Масса, кг
Ш-2-В	ФГУП «ПО УВЗ» ОАО «БСЗ» ОАО «БМЗ» ОАО «Камаз-Металлургия»	Т0 Исключительные случаи (при следовании в ремонт)	50	90	7.3	134
ПМК-110А ПМК-110-К-23	ОАО «БСЗ» ОАО «БМЗ»		65	110	8.7	158
Ш-6-ТО-4у	ФГУП «ПО УВЗ»		65	120	8.7	307
РТ-120	ООО «Вагонмаш»		70	120	9.2	120
ПМКП-110	ОАО «БСЗ»	Т1 Не опасные грузы (платформы, полувагоны, крытые и др.)	70	120	9.2	150
АПМ-120-Т1	ОАО «АЗОВМАШ»		70	120	9.2	132
73ZWу	ООО «ЛЛМЗ-КАМАХ»		110	90	10.5	214
АПЭ-95-УВЗ	ФГУП «ПО УВЗ»	Т2 Опасные грузы (нефть, нефтепродукты, хим. вещества)	108	95	10.5	170
АПЭ-90-А	ОАО «АВИААГРЕГАТ»		100	90	10.5	160
73ZW12	ООО «ЛЛМЗ-КАМАХ»	Т3 Опасные грузы (сжиженные газы, ядовитые вещества)	140	120	12.5	200
АПЭ-120-И	ОАО «АВИААГРЕГАТ»		157	120	13.5	155

Характерный вид эластомерных ПА типа АПЭ-120-И и АПЭ-90-А приведен на рисунке 2 а, б. Отличительной особенностью корпуса АПЭ-120-И является наличие четырех косынкообразных ребер жесткости [4,5].

Таблица 1.2 - Классификация и характеристики ПА

Показатель	Класс Т1	Класс Т2	Класс Т3	Класс Т4
Энергоемкость номинальная, кДж, не менее	60-80	100-120	140-160	200-400
Энергоемкость максимальная, кДж, не менее	80-110	130-160	190-220	400-800
Ход ПА, мм	90-120	90-120	90-120	120
Типы вагонов, для которых используется	Маршрутные поезда, крытые платформы для грузов общего назначения, полувагоны	Цистерны, крытые платформы для ценных и экологически опасных грузов	Цистерны (газовые и химические) для особо опасных грузов	Специализированные вагоны



а) АПЭ-120-И (класса Т3): 1 – шток, 2 – корпус, 3 – болт М24 (2 шт.), 4 – плита упорная; б) АПЭ-90-А (класса Т2): 1 – шток, 2 – плита, 3 – болт М24 (2 шт.), 4 – корпус

Рисунок 1.2 - Поглощающие эластомерные аппараты

Требования к ПА для грузового подвижного состава регламентируются нормативными документами. ПА должен иметь конструкционный ход, не превышающий 120 мм (в соответствии с ГОСТ 3475), а усилие начальной затяжки от 0,1 до 0,4 МН. При этом сила закрытия ПА должна составлять не менее 1,5 МН (при статическом нагружении) и не более 3,0 МН при динамическом нагружении в процессе соударения вагонов массой (100 ± 5) т. каждый. При статическом нагружении коэффициент необратимого поглощения энергии должен быть не менее 0,3, а при динамическом нагружении - не менее 0,7. Возврат ПА в исходное состояние должен происходить при нагрузке не менее 0,01 МН. При этом, номинальная энергоемкость (таблица 1.2) – это энергоемкость, которая получена в процессе соударения двух вагонов массой (100 ± 5) т. каждый, при номинальной силе 2,0 МН или силе закрытия не более номинальной. Максимальная энергоемкость (таблица 1.2) – это энергоемкость, которая получена в процессе соударения двух вагонов массой (100 ± 5) т. каждый, при максимальной силе 3,0 МН или силе закрытия не более максимальной [6,7].

В [8,9] изложены основные требования, предъявляемые при испытаниях к деталям и сборочным единицам сцепных и автосцепных устройств железнодорожного подвижного состава, в состав которых входят ПА. Требования

прочности составляют в условиях квазистатического растяжения 2000 кН (для грузового подвижного состава) и 1500 кН (для пассажирского подвижного состава). В условиях квазистатического сжатия – 2500 кН.

Поскольку при эксплуатации ПА испытывают динамические воздействия, то предусмотрены их копровые испытания: груз массой 1250 ± 500 кг в процессе испытаний наносит удар с высоты 2м. Функциональная работоспособность должна сохраняться также при многократной ударной нагрузке – число соударений вагонов при испытаниях 800.

Крепления, используемые для узлов автосцепки, должны успешно сопротивляться многократной циклической нагрузке, имеющей асимметричный цикл. За год эксплуатации вагона число циклов нагружения составляет: 3000 циклов при растяжении – сжатии силой 1000 ± 50 кН, по 12 нагружений в задний (силой 3000 ± 300 кН) и передний (силой 2500 ± 250 кН) упоры. Интервал температур эксплуатации ПА составляет от минус 40 °С до плюс 50 °С.

В работе [5] проанализированы основные причины отказов эластомерных ПА. К таким причинам относятся: нарушение герметичности полиамидных колец, вызывающее протекание эластомера, разрушение штока и трещины в корпусе. Повреждение рабочей поверхности хромового покрытия штока может быть вызвано попаданием посторонних частиц на рабочую поверхность изделия, отслоением хромового покрытия от штока из-за неправильного режима хромирования деталей, повышенным износом, появлением влагосодержащих компонентов в камере штока.

На рисунке 1.3 показан ПА, установленный в сцепке вагона, с трещиной в корпусе. Появление трещины в корпусе может быть вызвано неправильным режимом термической обработки, которая определяет механические свойства материала, развитием микротрещин и задиров в цилиндрической части поверхности также могут служить отслоение хромового покрытия, кавитация, неправильные геометрические формы сферы со штоком и т.п.



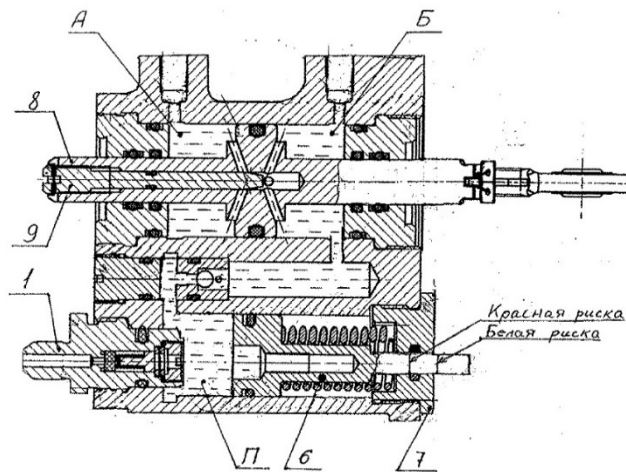
Рисунок 1.3 - Трещина в корпусе эластомерного поглощающего аппарата

Износ поверхности аппарата происходит с торцевой части; он приводит к потере упругих свойств (неплотное прилегание аппарата к задним или передним упорам) или к росту в автосцепном устройстве суммарного продольного зазора, что обуславливает увеличение продольных динамических усилий и опасности повреждения деталей [5].

При эксплуатации шасси самолетов и вертолетов возникают поперечные колебания, связанные с взлетно - посадочными действиями. Частота колебаний зависит от параметров опоры шасси и может составлять 5 — 25 Гц. Недопустимое возрастание частоты и амплитуды таких колебаний может приводить к разрушению стойки шасси [10]. Такое явление описывают термином «шимми» и для его устранения применяют ГД (рис 1.4), которые устанавливаются на амортизационную стойку для гашения колебаний. Основные характеристики ГД приведены в таблице 1.3.

Таблица 1.3 - Технические характеристики гидравлического демпфера

Ход штока	Рабочая жидкость	Давление рабочей жидкости, МПа	Максим. давление, МПа	Диапазон рабочей окружающей среды, °С	Диапазон рабочей жидкости, °С
14 мм	Масло АМГ-10	55±3	83±3	От -60 до +70	От - 60 до +70



А- камера 1; Б-камера 2; П-камера 3: 1-штуцер, 6- поршень, 7-пробка, 8- шток, 9-игла

Рисунок 1.4 - Гидравлический демпфер

Таким образом, тяжелые режимы эксплуатации, повышенные статические, знакопеременные и ударные нагрузки ведут к ускоренному износу деталей эластомерных ПА и ГД и пониженной их долговечности. Надежность их работы определяется такими факторами: наличие вибраций, температура, контактное давление, скорости перемещения рабочих деталей. Указанные факторы приводят к трансформации физико-механических свойств используемых материалов, износу, усталостной повреждаемости и, как итогу, разрушению изделий [11,12]. Действующий нагрузочный режим оценивается числом циклов срабатывания и длительностью работы под давлением при выполнении техникой различных операций, значением возникающей нагрузки в гидросистеме. Оценка того, насколько тяжелыми являются режимы работы, проводится с помощью определения номинального давления, температуры окружающего воздуха и рабочей жидкости, числом включений в единицу времени и др. В частности, режим работы признается тяжелым в случае температуры рабочей жидкости ниже 20°C или выше $65 - 70^{\circ}\text{C}$ [13]. Исследования НАТИ показали, что 6 - 15 % случаев отказа гидросистем связано с неисправностями гидроцилиндров [14], при этом 52 % случаев обусловлены выходом из строя штокового узла, 42 - 45 % - уплотнительных и 40 % – поршневого узлов [15]. Известно, что демпферы при

эксплуатации могут подвергаться как внезапным, так и постепенным отказам. Внезапные отказы возникают из-за дефектов на рабочих поверхностях деталей, контактирующих с уплотнителем. Постепенные обусловлены изнашиванием рабочих поверхностей деталей. При этом относительная доля внезапных отказов гидроцилиндров существенно выше доли постепенных и составляют соответственно 80 и 20 % [16]. Выявлено, что на начальном этапе работы гидроцилиндра чаще возникают постепенные отказы, а затем, при наработке, растет количество внезапных отказов [17]. Небольшая площадь контакта поверхностей и высокие нагрузки динамического характера в штоковом узле, присутствие твердых частиц в масляной пленке – может приводить к разрушению поверхности штока и возникновению задиров [18]. Поскольку детали гидроцилиндров эксплуатируются в условиях граничной смазки, действия высокого давления и циклических нагрузок, масляная пленка может разрушаться, что создает непосредственный контакт металлических поверхностей [19]. В этой связи эффективно применение новых ремонтных комплектов (уплотнительных колец), а при обнаружении дефектов на рабочих поверхностях штоков применение перспективных методов напыления и наплавки для их ликвидации [20].

Для ПА характерными дефектами являются задиры, забоины на участке поверхности деталей шток - поршень, которые приводят к дальнейшему разрушению покрытия детали и корпуса. Еще одной распространённой проблемой является отслоение покрытия от изделия шток, поршень. Данный процесс может происходить из-за неправильных режимов нанесения покрытия или недостаточной твердости и изностойкости для данных режимов и среды, что приводит к отслоению и медленному разрушению корпуса изделия.

Для устранения этих причин и повышения надежности эксплуатации изделий перспективны новые методы нанесения покрытия (APS и HVOF), которые по ряду показателей превосходят гальванические методы нанесения покрытий, такие как хромирование, никелирование и т.д.

Основными материалами для изготовления деталей и узлов рассмотренных ПА и ГД служат высокопрочные стали и сплавы. К ним относятся высокопрочные титановые сплавы типа ВТ22 (для штоков и поршней ГД авиационной техники) и высокопрочные среднелегированные стали типа 30ХГСН2А (корпуса и штоки с поршнем для ПА железнодорожного состава).

Высокопрочный титановый сплав ВТ-22 имеет достаточные коррозионностойкость и износостойкость, необходимые для гидравлических деталей и узлов, также она успешно противостоит кавитации и коррозионному растрескиванию. Для сплава характерна высокая технологическая пластичность при методах горячей обработки давлением и достаточная свариваемость различными методами сварки.

Высокопрочная сталь 30ХГСН2А предназначена для ответственных тяжело нагруженных деталей транспортной техники, обладает достаточной технологичностью и сваривается практически всеми видами сварки.

Для крепежных и каркасных деталей железнодорожного и авиационного транспорта, в том числе и ПА, используются также исследованные в работе высокопрочные стали 14Х17Н2 и ВКЛ-3.

1.2 Особенности химического состава и формирования структуры и свойств высокопрочных сталей и сплавов транспортного назначения

1.2.1 Особенности химического и фазового состава комплексно-легированных высокопрочных сталей для транспортной техники

Основными марками сталей, которые исследованы в работе, являются высокопрочные легированные стали марок 14Х17Н2 и 30ХГСН2А. Первая марка относится к группе хромистых коррозионностойких сталей (табл.1.4).

Таблица 1.4 - Хромистые коррозионностойкие стали

Класс	Тип (по Cr, %)	Марка	C, %	Cr,%
Фер.	13	08Х13	≤0,08	12 - 14
Март.-Фер.		12Х13	0,09 – 0,15	

Продолжение таблицы 1.4

Класс	Тип (по Cr, %)	Марка	C, %	Cr, %
Март.	13	20X13	0,16 – 0,25	12 - 14
Март.		30X13	0,26 -0,35	
Март.		40X13	0,36 -0,45	
Фер.	17	12X17	≤0,12	16 - 18
Фер.		08X17T	≤0,08	
Март.		14X17H2	C,%: 0,11 -0,17	
Фер.	25	15X25T	≤0,15	24 - 27
Фер.	28	15X28		27 - 30
Примечание: 1. Содержание Mn и Si 0,6 - 0,8 %, P <0,030% и S < 0,025%. 2.Содержание Ti в пределах: от пятикратного количества C в стали до 0,8 ÷ 0,9 % Ti. 3. Классы стали по микроструктуре в равновесном состоянии.				

Известно [22], что хромистые коррозионностойкие стали подразделяются на три вида: с 13, 17 и 27 % Cr. В сталях с 13 % Cr в зависимости от требований к свойствам содержание углерода варьируется от 0,04 до 0,45 %.

При содержании хрома 17 ÷ 18 и 25 ÷ 28 % в стали могут вводиться титан и никель. Титан обеспечивает измельчение зерна, а никель - в количестве 1,5 - 2,5 % для увеличивает количество мартенситной фазы.

Хром сильный феррито – стабилизирующий элемент, обеспечивающий сужение области γ -железа. Одновременно легирование хромом повышает устойчивость аустенита, что делает возможным протекание мартенситного превращения при охлаждении сталей из γ -области на воздухе, а также понижает интервал температурного превращения до 200 - 100 °C (при 17 % хрома). При непрерывном охлаждении с любой скоростью превращение аустенита в таких сталях начинается с выделения феррита. И при 10 - 12 % хрома структура термически обработанной стали будет двухфазной (соотношение феррита и мартенсита может варьироваться). При содержании хрома свыше 12 - 13 % резко

увеличивается коррозионная стойкость, что делает целесообразным его широкое применение в сталях, используемых при высоких температурах. Хромистые стали с 12% Cr без других легирующих элементов не подвержены хрупкому разрушению при нагревах, однако имеют весьма невысокую жаропрочность [23,24].

Как хром влияет на поведение при ползучести изложено в работах [26,33]. Выявлен сложный и немонотонный характер такой зависимости: наибольшее сопротивление ползучести установлено при 1 %, а наименьшее – при 7 % хрома. Увеличение количества хрома до 12 % приводит к слабому росту сопротивления ползучести, что обусловлено сменой типа карбида хрома. В процессе протекающего отпуска карбид Cr_7C_3 постепенно заменяется устойчивым карбидом Cr_{23}C_6 .

Известно, что в стали с 1-2 % хрома, карбиды имеют пониженное содержание хрома, и он преимущественно располагается в твердом растворе. При увеличении содержания хрома идет насыщение им образующихся карбидов. Например, при содержании в стали 2% хрома в карбидах находится около 15% от общего его количества, а в твердом растворе около 85%. При 4% содержании хрома в стали в карбидах связано около 35% имеющегося хрома, а в твердом растворе 65%. Карбид хрома Cr_3C существует в стали с содержанием хрома до 5%. Карбиды Cr_7C_3 и Cr_{23}C_6 образуются в стали мартенситного и карбидного классов [25].

Повышенная коррозионная стойкость сталей с 17 % хрома делает целесообразным их применение в качестве жаростойких при температурах эксплуатации не выше 900 °С.

Стали с содержанием хрома 28% и 17% преимущественно относятся к ферритному классу. Однако, содержание углерода в хромистых сталях с 17% хрома может изменять их структурный класс (таблица 1.4) [26].

Сталь 14X17H2 (ЭИ268) согласно ГОСТ 5632-72 Стали высоколегированные и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные” является сталью мартенситно-ферритного класса (после

охлаждения на воздухе кроме мартенсита содержит не менее 10% феррита) с высокой стойкостью против электрохимической и химической коррозии (атмосферной, почвенной, щелочной, кислотной, солевой), межкристаллитной коррозии, коррозии под напряжением и т.д. Оптимальные режимы термической обработки обеспечивают высокие характеристики прочности и пластичности стали при достаточной ударной вязкости.

Технологичность стали 14X17H2 в процессе производства поковок и их термической обработки зависит от присутствия в микроструктуре δ -феррита [23, 27, 28]. Как видно из рис.1.5 (где представлен участок диаграммы состояния Fe-C при содержании 17 % Cr) хром расширяет ферритную область и при назначаемых температурах формоизменения или закалочного (нормализационного) нагрева в микроструктуре стали наряду с аустенитом находится феррит (δ -феррит).

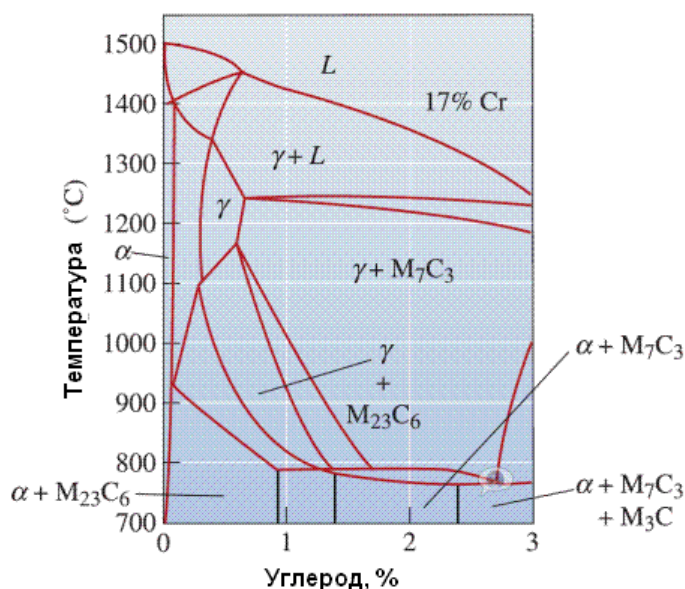


Рисунок 1.5 – Участок диаграммы состояния Fe-C с 17 % Cr

Пониженная прочность феррита обеспечивает его облегченную деформацию и способность релаксировать часть напряжений, появляющихся на реализуемых операциях изготовления заготовок, что уменьшает возникающие напряжения (временные и остаточные). Без ферритной составляющей изготовление заготовок и изделий затрудняется, особенно изготовление валов, так как высока склонность к возникновению продольных (чаще всего осевых)

трещин, появляющихся из-за высоких фазовых напряжений при мартенситном превращении аустенита в процессе охлаждения с температур окончания деформации или закалочного (нормализационного) нагрева. Формирование чисто мартенситной структуры способствует образованию межкристаллитных трещин, скоплений пор и иных нарушений сплошности материала [29].

Вместе с тем, наличие в микроструктуре стали δ -феррита может снижать деформируемость в процессахковки и штамповки (за счет сложности деформации двухфазной микроструктуры), а также приводить к снижению характеристик пластичности и вязкости полученных поковок в поперечном или тангенциальном направлениях, увеличению анизотропии механических свойств. Показано [30], что максимальная ударная вязкость после закалки и отпуска достигается у стали без δ -феррита; меньше у сталей, в которых δ -феррита более 40%, а минимальная у сталей с количеством δ -феррита в пределах 10-20%.

Никель, уменьшая критическую скорость охлаждения аустенитной фазы, облегчает формирование мартенситной фазы. А также, расширяя область γ -фазы, затрудняет образование феррита в микроструктуре [31]. В этой связи, достаточное содержание никеля делает аустенит устойчивым при комнатной температуре. Добавки никеля к сталям, в которых 17 % Cr и повышенное содержание углерода, способствует $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - превращению. Хотя данное превращение и не протекает полностью, но обеспечивает заметное упрочнение. В пределах группы сталей с 17 % Cr сталь X17H2 относится к высокопрочной и она используется в областях, где нужна повышенная прочность при высоких коррозионных свойствах, свойственных сталям, содержащим 17 % хрома [26]. Никель повышает ударную вязкость, затрудняя рост зерна. Вместе с тем, никель снижает длительную прочность, что вызвано увеличением скорости коагуляции упрочняющих частиц. Никель, кроме того, приводит к формированию карбидов типа Me_6C , которые менее эффективно стабилизируют субзеренную структуру, если сравнивать их с карбидами типа $Me_{23}C_6$.

Комплексное легирование эффективнее, чем эквивалентное легирование одним элементом. Анализ индивидуального влияния каждого легирующего

элемента на структуру и свойства стали при комплексном легировании весьма сложен, так как оно зависит от его взаимодействия с другими элементами и определяется соотношением атомных радиусов, типом формируемого твердого раствора, электронной структурой и силами межатомных связей. Результат совместного влияния легирующих элементов на структуру и свойства стали определяется изменениями положения α и γ областей на диаграмме состояния, а также изменениями в фазовых превращениях при распаде твердого раствора и образовании упрочняющих выделений.

Классическая марка стали хромансиль - 30ХГСА в среднем содержит 0,3% углерода и по 1% хрома, марганца и кремния. Она имеет удовлетворительную свариваемость всеми видами сварки, но имеет повышенную склонность к образованию трещин при газовой и атомноводородной сварке, в то время как высокопрочная сталь 30ХГСН2А подвергается всем видам сварки [32]. Сталь 30ХГСА имеет высокие механические свойства, но низкую (до 25 мм) прокаливаемость, чувствительна к обратной отпускной хрупкости и к обезуглероживанию при нагреве.

Высокопрочная сталь 30ХГСН2А дополнительно содержит 1,6% никеля, что повышает ее прокаливаемость и обеспечивает повышенную прочность, вязкость, пластичность и пониженный порог хладноломкости. В совокупности сумма легирующих элементов составляет приблизительно 5%, что говорит об отношении стали к категории среднелегированных.

Сталь 30ХГСН2А рекомендована для изготовления ответственных изделий транспортной техники, ее широко используют для производства тяжело нагруженных деталей, эксплуатирующихся под значительным давлением при температурном режиме от -65 до 450 °С. Критический диаметр стали 30ХГСН2А для структуры с 95% мартенсита составляет 70-100 мм и более, что значительно больше стали 30ХГСА. Прокаливаемость увеличивается в 3 - 4 раза. Из стали 30ХГСН2А изготавливают крупногабаритные детали сложной конфигурации, работающие при повышенных нагрузках, имеющих вибрационный и динамический характер.

Технология производства таких изделий многоэтапна и включает ряд последовательных стадий различных воздействий на структурное состояние стали (стадия выплавки стали, деформирование, промежуточную и окончательную термическую обработку), что требует проведения отработки режимов воздействий на каждом этапе процесса изготовления, учитывая явление технологической наследственности [29,33-34]. Специфика термообработки марки 30ХГСН2А напрямую зависит от вида поставки: для толстых листов применяют закалку и отпуск, а для тонких листов – нормализацию.

Следует иметь в виду, что содержание легирующих элементов и части примесей (сера, азот, фосфор) при выплавке стали оценивается методом ковшовой пробы, а содержание легкоплавких случайных примесей не определяется вовсе. Возможность появления зональных ликваций этих элементов не оценивается.

С уменьшением содержания хрома в стали до 2% при термической обработке образуется окалина, для уменьшения количества которой вводят дополнительно Ni, Mn [25,35].

С повышением содержания Ni возрастают устойчивость аустенита (рисунок 1.6), прокаливаемость и закаливаемость стали. Поэтому для предотвращения дефектов в крупных деталях сложной формы, для которых при закалке лучше всего производить охлаждение на воздухе, применяют стали с более высоким содержанием Ni [22].

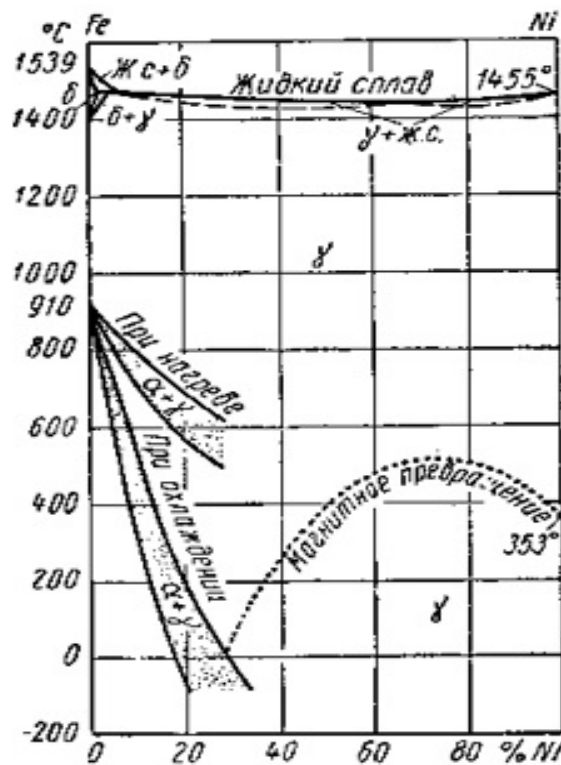


Рисунок 1.6 - Диаграмма состояния сплавов железа с никелем

Эффективно совместное действие никеля и хрома. Никель обеспечивает рост вязкости стали, а хром ее твердости. Для стали с высоким содержанием никеля и хрома характерны повышенные жаропрочность и коррозионная стойкость [23, 27, 35].

В состав сталей типа 30ХГСН2А также входит марганец. Марганец, подобно никелю, γ -стабилизатор; снижает критическую скорость охлаждения, увеличивает прокаливаемость (при этом 1% Mn действует как 4% Ni), а уменьшая мартенситную точку, увеличивает устойчивость аустенита и, тем самым, благоприятно влияет на формирование мартенситной структуры в процессе охлаждения [36]. Их близкое влияние на микроструктуру делает возможным использовать замену никеля, у которого более высокая стоимость и наведенная радиоактивность, марганцем.

Марганец обычно вводят в сталь в процессе выплавки, как раскислитель, и для устранения негативного влияния серы; легирующим элементом считается при количестве в стали более 1%. Марганец в стали присутствует в виде карбида $(FeMn)_3C$, а также в твердом растворе на основе феррита.

При содержании 1% Mn и больше для закалки на мартенсит обычно используется охлаждение в масле. Но если марганца более 1,5% происходит охрупчивание феррита, поэтому в традиционных конструкционных сталях содержание марганца составляет не более 2%. Марганец приводит также к быстрому росту аустенитного зерна при нагреве [26,27].

В состав исследуемых сталей входит также кремний, являющийся сравнительно недорогим и доступным для потребления легирующим элементом, широко распространенным в природе. Обычно его (в виде ферросилиция) применяют при выплавке стали в качестве раскислителя, но он является и широко используемым легирующим элементом. Кремний полностью растворяется в феррите, сильно увеличивая предел прочности и твердость, но снижая вязкость. При содержании в стали кремния около 1,5 % прочность стали увеличивается, при сохранении достаточного уровня вязкости. Кремний препятствует снижению твердости стали при отпуске, а также повышает прочность слоя окислов, появившихся на поверхности при повышенной температуре, и этим увеличивает ее окалинотойкость.

Кремний смещает вправо кривые начала и конца превращения аустенита на диаграммах изотермического распада, но существенно меньше, чем Mn, Co Ni [26,27].

Определенное влияние на структуру стали оказывает медь, расширяя γ -область. Медь применяется как элемент, предотвращающий формирование δ -феррита. При этом в отличие от Mn, Ni и Co медь мало растворяется в феррите и формирует выделения, являющиеся центрами последующего образования фаз Лавеса [37]. Медь находится в твердом растворе даже при скоростях охлаждения, не превышающих 100 °C/ч, и дисперсионное упрочнение имеет место при реализации отпуска или старения не только закаленных, но и нормализованных сталей. При содержании меди выше 0,5 % она предотвращает сильное снижение температуры A_{c1} [38]. Наибольший рост прочности стали в процессе дисперсионного твердения имеет место при содержании меди 1,0 - 1,5 %; большая концентрация существенно не изменяет ситуацию. Легирование стали медью

приводит к снижению пластичности и ударной вязкости. Закономерности дисперсионного твердения в сталях, содержащих медь, изучены в работах [22, 24, 36, 39-41].

Титан, вводимый в ограниченных количествах (0,1 - 0,2%), способствует карбидообразованию; он связывает углерод в хромоникелевых коррозионностойких сталях, что позволяет исключить межкристаллитную коррозию, а также формировать мелкое природное зерно [19,22].

Основное влияние вольфрама (содержится в исследуемой в работе стали ВКЛ-3) на свойства стали связано с сохранением при повышенных температурах высокой твердости. Стойкие карбиды вольфрама растворяются в аустените только при значительных температурах. Этому способствует легирование хромом и еще, в большей степени, кобальтом, но с некоторым уменьшением ударной вязкости. Вольфрам упрочняет среднеуглеродистые стали и позволяет повысить закаливаемость, а за счет измельчения зерна позволяет повышать ударную вязкость.

Молибден формирует карбиды и может находиться в феррите. Обычное его содержание в стали - 0,2 - 0,6%. Молибден значительно увеличивает прокаливаемость, измельчает природное зерно, способствует увеличению прочности при высоких температурах и исключению отпускной хрупкости.

К постоянным примесям в сталях относят серу и фосфор. С увеличением количества фосфора ударная вязкость и пластичность снижается и растет хладноломкость. Сильная сегрегация фосфора по границам зерен способствует отпускной хрупкости в марганцевых, хромистых, хромомарганцевых, хромоникелевых, магниевых-кремниевых сталях. В сильно окислительных средах присутствие фосфора в аустенитных коррозионностойких сталях способствует межкристаллитной коррозии. Это также вызвано его зернограницной сегрегацией [42,43].

Сера негативно влияет на ударную вязкость, пластичность, состояние поверхности сталей (наиболее сильно при низком содержании марганца и углерода) и свариваемость. Но в ряде случаев, серу (от 0,08 до 0,33 %) вводят в

стали для их высокоскоростной механической обработки на станках-автоматах. Присутствие серы в подшипниковых сталях увеличивает их усталостную прочность [44,45].

Содержание серы при обработке жидкой стали доводят до 0,005 %. Отсутствие растворимости серы в железе приводит к тому, что при любом ее количестве формируется сульфид железа FeS . Данный сульфид содержится в эвтектике с температурой образования 988 °С. Поэтому повышенное количество серы в сталях обуславливает их красноломкость из-за присутствия низкоплавких сульфидных эвтектик, формирующихся по границам зерен, поскольку сера имеет склонность к зернограничной сегрегации.

Азот считается скрытой примесью. Попадает в сталь главным образом из воздуха. Образующиеся достаточно крупные с высокой хрупкостью нитриды ухудшают комплекс свойств стали. Сведения о влиянии азота в качестве легирующего элемента (0,4-1,0 %) достаточно неоднозначны. Азот эффективно стабилизирует γ -фазу и снижает количество δ -феррита, и он же снижает температуры A_{c1} и M_k [46,47]. Азот может использоваться для частичной замены никеля в аустенитных сталях, так как он стабилизирует аустенит. Известен способ введения в состав низколегированных сталей нитридообразующих элементов Ti, Nb и V. При реализации контролируемой горячей деформации и охлаждения с деформационного нагрева формируются мелкодисперсные карбонитриды и нитриды, значительно повышающие прочность стали [48,49].

Элементы Mn, Ta, Cr, Nb, V имеют высокое сродство к азоту и повышают его растворимость в железных расплавах, в отличие от Cu, Co, Ni, Si, C.

Элементы Pb, Sn, Zn, Cu, Sb, As, которые попадают в сталь с железным ломом и рудами, относят к случайным примесям.

Олово способно активно образовывать сегрегации по границам зерен, что способствует отпускной хрупкости легированных сталей. Установлено негативное влияние на состояние поверхности непрерывно литых слитков и уменьшает горячую пластичность сталей в аустенитно-ферритном состоянии. Аналогично и влияние цинка.

Сурьма также склонна к сегрегации при кристаллизации стали и поэтому отрицательно влияет на состояние поверхности непрерывно литых стальных слитков. Сурьма образует сегрегацию по границам зерен в твердой фазе и способствует отпускной хрупкости ряда легированных сталей [50].

Известно, что мышьяк способствует уменьшению количества дефектов кристаллического строения оксидной пленки, формирующейся на поверхности стали, при окислении в воздушной атмосфере [51]. Этим объясняют снижение скорости окисления сталей (марки 09Г2ФБ, 16Г2АФ 17Г1СУ, Ст3, 09Г2СУ, 10ХСНД), содержащих мышьяка до 0,27%. Мышьяк может усиливать горячеломкость стали и охрупчивать границы зерен. Присутствие атомов мышьяка в кристаллической решетке феррита изменяет соотношения долей ковалентной и металлической связи и межатомные силы взаимодействия [52].

Свинец в количестве до 0,02% (от 0,005%) снижает горячую пластичность и качество поверхности стали, жаростойкость и коррозионную стойкость хромо - никелевых сталей [53].

Таким образом, проанализированы особенности влияния легирующих элементов и примесей на технологические и эксплуатационные свойства исследуемых высокопрочных сталей. Выявленные особенности должны учитываться при разработке новых режимов термического и поверхностного упрочнения сталей.

1.2.2 Современные методы упрочнения высокопрочных сталей для транспортной техники

Непрерывное совершенствование и реализация разработки перспективных транспортных средств требуют использования материалов с улучшенными показателями жесткости, усталостной и удельной прочности. Существенную роль в этом играют высокопрочные стали. При производстве крупногабаритных деталей используются такие конструкционные среднелегированные стали как ВКС-9, ЭИ643 (40ХН2СМА), 30ХГСН2А, которые упрочняются до (1700 – 1950)

МПа и успешно работают в интервале температур от -70 до 250°C. Характеристики свойств термически упрочненных конструкционных высокопрочных сталей, включая зарубежные, приведены в таблице 1.5.

Таблица 1.5 Значения механических свойства ряда высокопрочных сталей

Марка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	K_{Ic} , МПа $\sqrt{м}$
30ХГСН2А (30ХГСН2МА) РФ	1600-1800	1350	9	77-99
ЭИ643 (40ХН2СМА) РФ	1800-2000	1400	9	55-62
ВКС-9 (35ХС2Н3МФА) РФ	1900-2000	1600	9	74-99
300М США	1850-1920	1510-1580	7-8	65-87
35NCD16 Франция	1850-1900	1400	8	85-88

Марка стали 30ХГСН2А, имеющая прочность 1600 - 1800 МПа, широко применяется в железнодорожном транспорте и самолетостроении для производства ответственных деталей. Марка ЭИ643 (40ХН2СМА) (прочность 1800 – 1900 МПа) в настоящее время не рекомендуется к применению, так как имеет пониженные сопротивления водородному и коррозионному растрескиванию и низкую вязкость разрушения. Вместо нее целесообразно использовать сталь ВКС-9, имеющую большую прочность (1900–2000 МПа) при трещиностойкости и надежности, свойственных стали 30ХГСН2А.

У стали ВКС-9 лучшие чем у стали 300М (США) вязкость разрушения (K_{IC}), коррозионная стойкость и более низкая плотность ($7,72 \text{ г/см}^3$). Известно применение в США для деталей шасси конструкционных среднелегированных сталей HY-Tuf, D6AC, 4340, 4330V. После закалки и низкого отпуска стали имеют прочность (1400–1800) МПа. В изделиях фирмы Боинг используется сталь 4340. Сталь 35NCD16 (Франция) аналогична по прочности ($\sigma_B=1800\text{--}1900$ МПа) и применяется в шасси изделий Мираж, Конкор, F101, Аэробус А-300, 310 [54–57]. Разработанная (ФГУП «ВИАМ») сталь ВКС-9 и технологический процесс производства из нее крупногабаритных заготовок (размером 300 мм и выше) [58,59] позволяет в шасси самолета МС-21 заменить сталь 300М (США).

Следует отметить, что крупногабаритные заготовки имеют значительный разброс прочности: предел прочности в продольном направлении изменяется от 1850 до 1970 МПа. Это вызвано микрохимической неоднородностью, обусловленной дендритной и зональной ликвацией. Для снижения разброса свойств и увеличения пластичности целесообразно проведение гомогенизации и использование схемковки с использованием многократных осадок [58,59].

Анализ показывает, что изготовление современных изделий требует сложного сочетания различных воздействий на материал и технология изготовления носит комбинированный характер. Так при производстве цилиндрических деталей значительной длины для высоконагруженных узлов из стали 30ХГСН2А процесс упрочнения включает прошивку сплошной заготовки, последующее редуцирование, проведение отпуска и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) с реализацией винтового обжатия [60]. В технологическом процессе использованы и способы пластического деформирования поверхности (в частности, обкатка роликами). Обкатка на финишной стадии изготовления обеспечивает наклеп поверхности детали, что уменьшает опасность зарождения здесь усталостной трещины. Винтовое обжатие в рамках ВТМО обеспечивает улучшение механические свойства по всей стенке трубы, а обкатка роликами приводит к увеличению долговечности в 2 - 5 раз. При

ВТМО, в сравнении с редуцированием, увеличивается и прочность (на 500 МПа), и пластичность (ψ – на 25%) [61].

Авторы [61,62] установили, что по мере осуществления технологических операций на внутренней и внешней поверхности трубной заготовки образуется полностью обезуглероженный слой глубиной до 0, 25 мм, а частичное обезуглероживание распространяется до глубины 0,4-0,7 мм.

Разработка новых сталей, которые при высокой прочности не уступают по трещиностойкости, и технологий их обработки стало возможным только при использовании комплексного подхода, заключающегося в совместном совершенствовании технологии металлургического производства, выборе оптимального легирования и режимов термической обработки [56, 63-65].

Уровень показателей надежности материала (характеристик вязкости, сопротивления коррозии, усталости и т.п.) зависит от значительного числа факторов: химической и структурной неоднородности, связанной с дендритной ликвацией в слитке; присутствия неметаллических включений и микропор, которые могут стать инициаторами разрушения; наличия примесей (серы, фосфора, цветных металлов (олово, мышьяк, сурьма) (см. подраздел 1.2.1), уменьшающих когезионную прочность по границам зерен и фаз.

Примеси в высокопрочных сплавах сегрегируют на межфазных границах «карбид-матрица», «неметаллические включения – матрица», границах мартенситных кристаллов. В результате этого развивается разрушение с низкой микропластичностью и энергоемкостью.

С ростом прочности требования к чистоте стали по примесям возрастают. Для формирования хорошего комплекса свойств и их низкой анизотропии в сталях при $\sigma_B \leq 1700$ МПа содержание серы и фосфора должно быть не более 0,015% (каждого), при $\sigma_B = 1800-2000$ МПа - не более 0,01% при $\sigma_B \geq 2000$ МПа – не выше 0,005%.

Уменьшение содержания вредных примесей достигается при использовании дулекс и триплекс процессов выплавки: вакуумно-индукционная выплавка + вакуумно- дуговой переплав (ВИП+ВДП, плазменная плавка +вакуумно-

индукционная плавка + электронно-лучевой переплав (ПП + ВИП + ЭЛП). На стали (ВИП + ВДП), содержащей 0,003% серы, удастся получить вязкость разрушения K_{Ic} 117 МПа м^{1/2} при $\sigma_B = 2000 - 2100$ МПа.

Для высокопрочных особо низкоуглеродистых мартенситностареющих сталей системы легирования Fe - 18Ni – Co – Mo - Ti (ВКС-170 ($\sigma_B = 1570$ МПа), ВКС-180 ($\sigma_B = 1720$ МПа), ВКС-210 ($\sigma_B = 1900$ МПа)) установлено [66,67], что после горячей деформации слитков не формируется однородная мелкозернистая структуру на заготовках больших сечений: величина зерна находится в пределах от 0 до 5 балла [68,69]. Для устранения разнотерности и выравнивания ликвационной неоднородности предложены режимы термической обработки, включающие кратные закалки.

В работах [70,71-73] изучено влияние режимов термической обработки на микроструктуру и свойства коррозионностойкой стали мартенситно-ферритного класса. Для стали 14X17H2 установлено, что для уменьшения количества брака требуется тщательно подбирать используемые скорости нагрева и охлаждения изделий.

Для деталей транспортной техники, в том числе гидроцилиндров, часто используются методы поверхностного упрочнения, в частности нанесение на поверхность электролитического хрома. Для такого покрытия характерны высокие химическая стойкость и сопротивление механическому износу. Твердость качественных хромовых покрытий существенно превышает твердость иных гальванических покрытий и, при пересчете по шкале Бринелля, лежит в пределах от 5000 до 10000 МПа в зависимости от режимов электролиза и толщины покрытия. Определяемая твердость электролитического хрома по шкале Мооса с использованием метода царапания соответствует 9, что меньше лишь твердости корунда и алмаза [74-92]. Покрытия хрома теплостойки и их удастся получать сплошными в слоях с толщиной доли микрона.

Однако хромовое покрытие не всегда надежно защищает железо от коррозии. Если отсутствует сплошность покрытия, то в гальванической паре хром

– сталь в коррозионно-активной среде железо выполняет роль анода и растворяется [74-92].

Электролитическое хромирование может также применяться для восстановления размеров изношенных поверхностей деталей и получения коррозионностойких и износостойких покрытий для штоков, гильз цилиндров насосов и двигателей, шеек валов и других деталей [93]. При должной подготовке поверхности прочность сцепления хромового покрытия со сталью достигает при сдвиге 300 МПа.

К недостаткам хромирования относятся: сложность, длительность и трудоемкость технологического процесса, особенно вспомогательных операций, высокая стоимость и ограниченная толщина покрытия. Имеет место существенное снижение прочности сцепления с основой при увеличении толщины покрытия. Это вызвано ростом остаточных растягивающих напряжений, так при возрастании толщины от 0,1 до 0,5 мм предел прочности покрытия снижается в 2 - 3 раза. По этой же причине после хромирования снижается усталостная прочность деталей. Так для стали 30ХГСН2А, упрочненной до σ_B 1600 - 1800 МПа, предел усталостной прочности без хромирования составляет 780 МПа, а при нанесении слоя хрома толщиной 0,1 мм – всего 360 МПа. Причем с увеличением толщины покрытия усталостная прочность снижается более значительно. Для углеродистых сталей усталостная прочность при хромировании снижается на 25 - 40 %, а для легированной стали ВНС-2 на 58%. Известно применение высокого отпуска и последующего наклепа поверхности перед хромированием для формирования напряжений сжатия, обратных по знаку напряжениям, возникающим в покрытии при его нанесении [94].

Установлено снижение многоциклового усталостной прочности стали после отпуска при 200 °С, причиной которого является уменьшение объема покрытий (~ на 16 %) в связи с переходом при этой температуре гексагонального хрома в кубический. Следствием изменения объема является образование крупных трещин в покрытии, которые играют роль концентраторов напряжений [95].

Следует также учитывать, что в процессе электроосаждения хрома выделяется достаточно большое количество водорода, который в определенных количествах может растворяться в стали. Следствием является возникновение водородной хрупкости металла основы. Особенно подвержены наводороживанию стали с σ_B 800—1000 МПа и выше. При этом предел прочности стали на растяжение, после хромирования практически не изменяется, но серьезно меняются показатели пластичности. Так, при хромировании стали 30ХГСН2А (45—49 HRC) блестящим хромом (толщина слоя 0,1 мм) получено: σ_B без хромирования — 1836 МПа, хромированная — 1837 МПа; δ без хромирования — 7,0 %, хромированная — 6,8%; φ без хромирования — 50,6 %, хромированная — 32,3%.

Установлено серьезное влияние напряженного состояния стали, ее химического состава и структуры на процесс наводороживания. Так в стали 30ХГСН2А с мартенситно-трооститной структурой (после низкого отпуска) под влиянием внешней деформации поглощение водорода увеличивается в три раза. Проведение же дополнительного отпуска стали до хромирования снижает количество водорода с 10,1 до 6,75 см³ на 100 г.

Повышение содержания фосфора в низколегированной стали от 0,002 до 0,039 % увеличивает количество водорода вдвое. Способность к насыщению водородом разных структурных составляющих стали весьма различна и составляет, см³ на 100 г: сорбит — 46,5; троостит — 15,9; мартенсит — 6,9.

Установлено, что во всех электролитах хромирования с повышением температуры увеличивается наводороживание стальной подложки. Отмечено, что наиболее активно водород внедряется в металл в начальный период, когда еще не сформировался сплошной слой хрома. Рост температуры с 55° до 75° С приводит к увеличению массы поглощенного водорода в 6-10 раз [94, 96].

В настоящее время для современных изделий транспортной техники постоянно возрастают требования к коррозионностойким и износостойким покрытиям. Весьма перспективны методы газотермического напыления (ГТН),

которые эффективно используются и для проведения восстановления изделий, и для замены гальванического процесса нанесения покрытий.

Указанные на рисунке 1.7 методы ГТН сопоставлены по температурам и скоростям распыляемых частиц. Соотношение этих параметров формируют возможные области использования того или иного метода ГТН для улучшения свойств поверхности материалов. Проанализированы следующие методы напыления: ГП – газопламенное, ДМ – дуговая металлизация (ASP), HVOF – Высокая скорость – Кислород – Топливо (ГПС- газопламенное сверхзвуковое), HVAF – Высокая скорость – Воздух – Топливо (СГВ - сверхзвуковое газовоздушное), ДН (DGS, D-Gun) – детонационное , ПН (APS) – плазменное напыление, ПДВ (VPS) – плазменное напыление в динамическом вакууме, ХГН-1 – холодное газодинамическое 1-го поколения (низкое давление)) (LPCS); ХГН-2 – холодное газодинамическое 2-го поколения (высокое давление) (HPCS).

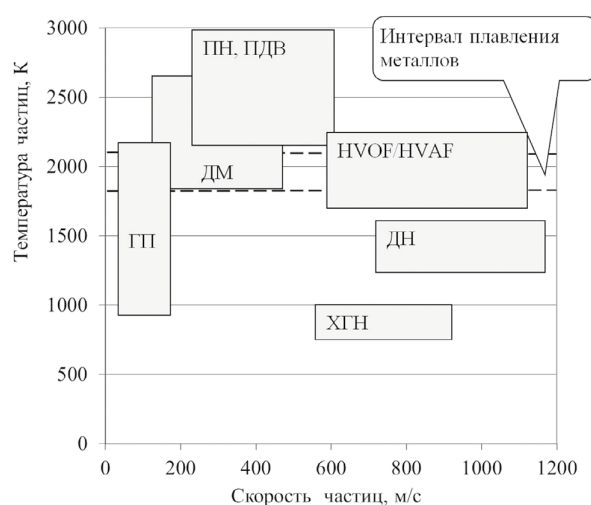


Рисунок 1.7 – Области скоростей частиц и температур, соответствующих известным методам газотермического напыления

В таблице 1.6 и 1.7 приведены обобщенные основные характеристики анализируемых методов ГТН и обеспечиваемые ими показатели качества получаемых покрытий.

Таблица 1.6 - Характеристики методов ГТН

Метод	Температура нагрева подложки, °С	Дистанция напыления $L_{\text{нап.}}$, мм	Расход материала, кг/ч
APS, LPCS	180...200	75...250	4...15
HVOF	≤ 150	230...250, 350..380	2...8
DGS	200...250	500...100	3...6

Таблица 1.7 - Основные показатели методов ГТН

Метод	T, °С	V_p , м/с	σ , МПа	O, %	П, %	Q, кг/ч	Затраты	δ , мм
ГП	3000	40	8	10-15	10-15	2-6	1	0,1-15
ДМ(ASP)	4000	150	10-40	2-10	2-10	10-25	2	0,1-15
HVOF	3000 - 3200	600- 800	≥ 70	1-5	1-2	2-8	3	0,1-2
HVAF	2000- 3000	600- 1200	≥ 70	1-5	0-0,2	2-30	2	0,1-12
ДН(DGS)	4000	800- 1200	≥ 70	1-5	1-2	0,5	4	0,05- 0,3
ПН(APS)	5000- 12000	200- 400	10-70	1-3	1-5	2-10	4	0,1-1
ПДВ(VPS)	5000- 12000	400- 600	≥ 70	0	0,5	2-6	5	0,1-1

Примечание. В таблице использованы обозначения: T – температура теплового источника; V_p – усредненная скорость перемещения частиц; σ – значение адгезионной прочности; O – количество кислорода в объеме покрытия; П – пористость слоя покрытия; Q – производительность процесса напыления; Затраты – относительная оценка общих затрат на технологический процесса нанесения покрытия, 1-самые низкие, 5 - самые высокие; δ – толщина нанесенного покрытия

Анализ приведенных данных показывает, что максимальные температуры газовой струи и наибольшие значения времени пребывания частицы в тепловом потоке имеют место при реализации плазменного напыления. Метод APS (атмосферное плазменное напыление) позволяет использовать для напыления все виды тугоплавких порошковых материалов, а также обеспечивать минимальное содержание примесей щелочных металлов, приводя к их температурной деструкции. Применяемые плазмообразующие газы (N_2 , Ar, He, H_2 , NH_3) минимизируют вероятность попадания примесей в покрытие. Несложность оборудования и экономичность этого метода сделали его весьма распространенным в автомобильной, авиационной, нефтегазовой и атомной промышленности.

Высокоскоростное ГТН обеспечивает нанесение малопористых покрытий с высокой адгезионной прочностью. Характеризуется непрерывностью процесса горения топливно-кислородной смеси при среднем избыточном давлении воздуха в камере сгорания 0,3...0,5 МПа [104].

При сравнении методов HVOF и HVAF установлено, что температура пламени с использованием кислорода выше, что позволяет при HVOF эффективнее нагревать распыляемый материал.

Сравнение методов APS, DGS, HVOF показывает, что последние два метода позволяют получать схожие по свойствам покрытия, которые превосходят по ряду показателей покрытия APS. При этом метод HVOF более технологичен, чем метод DGS. В свою очередь, метод APS обладает такими достоинствами, как возможность получения покрытий с минимальным количеством оксидов щелочных металлов, универсальность и простота варьирования режимов технологии при изменении требований по физико-механическим свойствам и геометрии изделия.

Таким образом повышенные скорости частиц при нанесении покрытий методами HVOF и DGS позволяют формировать более прочные и плотные покрытия, чем при использовании технологии APS [105-110]. Из источников также следует, что использование технологий нанесения APS и HVOF без

тщательной отработки их режимов может привести к получению покрытий с недостаточной адгезионной/когезионной прочностью (менее 10...15 МПа), что приведет к отслаиванию покрытий при эксплуатации.

Используемыми порошковыми материалами для износостойких покрытий, которые наиболее часто наносятся проанализированными методами являются:

- карбид вольфрама (WC - Co/88 - 12, WC – Co - Cr/86 – 10 - 4). Твердость – не более 74HRC, температура эксплуатации – до 500 °С;

- карбид хрома (Cr₃C₂-NiCr 75-25). Твердость – не более 63 HRC, температура эксплуатации до 850 °С;

- оксиды металлов (Cr₂O Al₂O₃), используется плазменное напыление. Твердость не более 74HRC, температура эксплуатации 1200С, повышенная хрупкость.

Микротвердость и сравнительная износостойкость покрытий представлены на рисунке 1.8. Видно, что высокие показатели твердости и износостойкости характерны для карбида вольфрама.

Известно также использование для напыления керметов – (карбид (керамика) + металл). Таким покрытиям присуща высокая коррозионная стойкость, а твердость составляет при методах HVOF/HVAF- 1200 HV, при APS – 700HV.

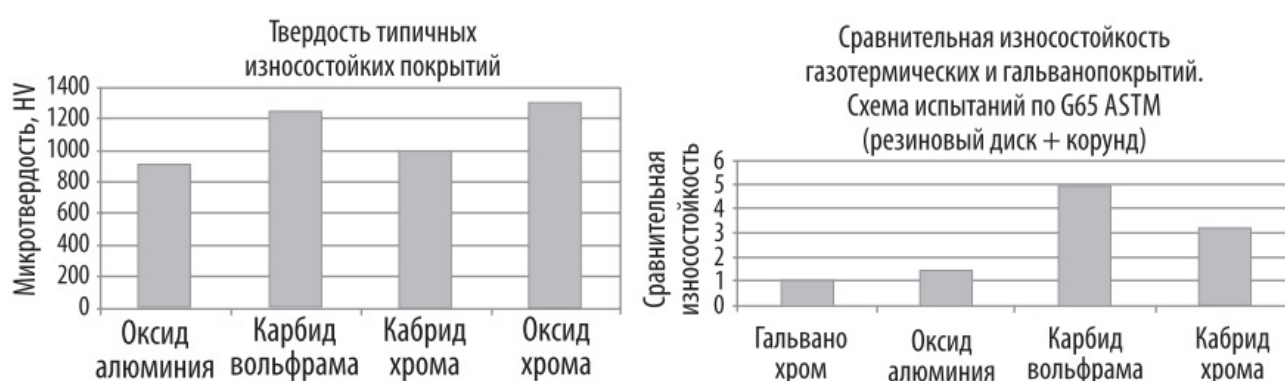


Рисунок 1.8 - Сравнительные характеристики износостойких покрытий

Процесс ионно-плазменного нанесения покрытий (PVD) проводится в вакууме и реализуется дуговым испарением металлов. Одновременно происходит

обработка поверхности потоком газовых ионов, который также формирует состав и структуру напыленного слоя. Данным методом наносятся декоративные, упрочняющие и износостойкие покрытия (металлические, нитридные, оксидные) на режущий инструмент, на изделия из стекла, керамики и коррозионно - стойкие покрытия на металлы и сплавы [111].

Покрытия PVD имеют микрозернистую структура (размер зерна меньше 1мкм, что делает их безальтернативными для чистовых режимов обработки, и повышения износостойкости специального высокоточного инструмента. Однако этот метод дорог, использует сложный технологический процесс, требующий дорогостоящей аппаратуры и высокой квалификации персонала. Кроме того, покрытия наносятся только на малогабаритные изделия.

Метод химического осаждения покрытий из парогазовой фазы (CVD) позволяет получать разнообразные по химическому составу покрытий. Состав покрытия определяется соотношением составляющих реакционного газа и параметрами процесса. В данном методе около поверхности обрабатываемого материала происходит химическая реакция между атомами осаждаемых металлов и молекулами реакционного газа. Температура процесса, должна быть меньше 1100 °С, что ограничивает число материалов, на которые можно нанести покрытие. В данном методе не требуется вращать изделия и установки имеют весьма большой размер. Однако, низкая энергия конденсирующихся частиц обуславливает слабую адгезию покрытий, по сравнению с другими методами их формирования. Реализация метода требует также дополнительного нагрева подложки [112-119].

Покрытия PVD и CVD имеют разную толщину, которая у CVD покрытия значительно больше. Это используется при обработке чугунов и ряда легированных сталей. PVD покрытия (наибольшая толщина 2 - 5 мкм) рекомендуются для жаростойких, нержавеющих и низкоуглеродистых сталей, ряда композиционных материалов. Различна и структура самих покрытий. У покрытия CVD структура среднезернистая, и достаточно крупные зерна

ограничивают применение указанного покрытия для инструментов точных и чистовых режимов резания [111].

Таким образом, технологические процессы изготовления тяжело-нагруженных деталей из комплексно-легированных высокопрочных сталей являются многоэтапными и, при этом, ряд этапов активно формирует структуру и свойства материала детали, определяющие работоспособность узлов при эксплуатации [120, 121]. Основными структурно – и свойство – формирующими этапами следует считать: выплавку стали и получение деформированной заготовки [32], операции промежуточной термической обработки [121], окончательную термическую обработку [122, 123], поверхностную обработку [124-127]. Для корпусов и штоков с поршнем поглощающих устройств, в традиционной практике термического и поверхностного упрочнения, используют операции: закалка и низкий отпуск, а затем для штоков с поршнем применяется гальваническое хромирование поверхности.

1.2.3 Особенности химического и фазового состава высокопрочных титановых сплавов и современные методы их упрочнения

Часть исследований в работе выполнена на высокопрочном титановом сплаве марки ВТ22, имеющем в составе легирующие элементы - алюминий, ванадий, молибден, хром и железо. Данный сплав широко используется в авиационной и машиностроительной промышленности для изготовления тяжелонагруженных изделий, эксплуатирующихся длительное время до температур 350 — 400 °С. Сплав относится к группе ($\alpha + \beta$) – сплавов по структуре после отжига.

Классификацию титановых сплавов по фазовому составу после отжига предложили С. Г. Глазунов и В. Н. Моисеев [128]. В этом случае титановые сплавы подразделяются на α -, псевдо – α -, β -, псевдо - β -, ($\alpha + \beta$)-сплавы и сплавы на базе интерметаллидов.

Чаще используются двухфазные высокопрочные титановые ($\alpha + \beta$)-сплавы. В такие сплавы вводят значительное количество элементов β - стабилизаторов (но не выше критической концентрации). К данным сплавам относятся ВТ16 (в США $Ti-2,5Al-5Mo-5V$), ВТ14 (в США $Ti-4Al-3Mo-1V$), ВТ6 (в США $Ti-6Al-4V$), ВТ3-1, ВТ22 и др.

По структуре в закаленном состоянии титановые сплавы принято подразделять на сплавы мартенситного класса (структура после закалки с температуры выше A_{c3} представлена мартенситом α' или α''), переходного класса (структура α' (α'') и β – фаза и β – сплавы (структура после закалки представлена β – фазой).

По влиянию на температуру полиморфного превращения С.Г. Глазунов предложил рассматривать все легирующие элементы как альфа- и бета-стабилизаторы [128] и подразделить их на три группы [129-133] – α -стабилизаторы, нейтральные упрочнители и β – стабилизаторы.

При определенном содержании легирующих элементов температура мартенситного превращения сплавов снижается до комнатной. [133-136]. Подобные β -титановые сплавы являются высоколегированными сплавами, имеющих общее количество легирующих элементов 25% и выше, а коэффициент β -стабилизации (K_β) более 2,5.

Для сплавов переходного типа K_β может изменяться от 1,0 до 2,4, а в стабильном состоянии они содержат от 25 до 50% β -фазы. Для них характерны высокие гетерогенность структуры и дисперсность смеси α -и β -фаз, благодаря примерно одинаковому их количеству. Сплав ВТ22 (5% Al - 5% Mo - 5% V - 1% Cr - 1% Fe, $K_\beta = 1,2$) является типичным представителем данного класса сплавов. Также α -и β -твёрдые растворы весьма существенно упрочнены легирующими элементами. Данные факторы придают сплаву достаточно высокую прочность ($\sigma_b = 1100$ МПа).

Наиболее широко используемым α -стабилизатором в титановых сплавах является алюминий, который имеет существенные преимущества перед остальными элементами: доступность и невысокая стоимость, низкая плотность,

что повышает удельную прочность сплавов, эффективное упрочнение α -, ($\alpha+\beta$) и β -сплавов при сохранении достаточной пластичности и технологичности [137-143]. Для системы титан - алюминий характерно наличие широких областей твердых растворов на основе α и β - Ti и соединений Ti_3Al , Ti_2Al , $TiAl_6$ и $TiAl_2$.

Повышение содержания алюминия в титановых сплавах благоприятно влияет на жаропрочность и сопротивление ползучести, уменьшает склонность к водородной хрупкости, повышается модуль нормальной упругости.

Большинство используемых для легирования титановых сплавов элементов относятся к группе β -стабилизаторов. Ванадий – изоморфный β -стабилизатор - повышает прочностные свойства, а также деформируемость α -фазы за счет уменьшения соотношения осей c/a . Затрудняет формирование сверхструктур, что позволяет в сплавах системы Ti – Al - V допускать увеличенное количество алюминия без охрупчивания при эксплуатации, по сравнению с двойными сплавами Ti - Al [130-132,144]. Содержание ванадия свыше 15% обеспечивает при закалке получение одной β -фазы. При меньшем его содержании варьированием температуры нагрева под закалку достигается получение структуры с разным количеством α - и β -фаз, а также и метастабильных фаз (α' , α'' и ω).

Сплавы Ti-V имеют узкий кристаллизационный интервал, что делает возможным их успешное применение для фасонного литья (например, сплав VT6) [137-140].

Молибден повышает прочностные и жаропрочные свойства титановых сплавов, затрудняет эвтектоидный распад β - фаза, повышая ее термическую стабильность. Молибден обладает низкой растворимостью в α -титане (не более 1%) и является максимально сильным β -стабилизатором. Формирование чисто β -фазы при закалке достигается при 11% Mo.

Элементы Os, Ir, Rh, Ru, Re позиционируются как изоморфные квази- β -стабилизаторы. Они уменьшают до комнатной температуры значение температуры полиморфного превращения, но не формируют непрерывных областей, соответствующих β -твердым растворам.

Снижение температуры полиморфного перехода до уровня температуры эвтектоидного превращения (в результате которого образуется смесь α -фазы и интерметаллида) обеспечивают эвтектоидобразующие β -стабилизаторы Co, Cu, Si, Cr, Fe, Mn, H. Указанные элементы ограниченно растворимы в α -Ti и β -Ti и при содержании, превышающем предел растворимости образуют интерметаллидные соединения.

В системе Ti - Cr формируется соединение $TiCr_2$ различных полиморфных модификаций ($\alpha TiCr_2$, $\beta TiCr_2$ и $\gamma TiCr_2$), при этом растворимость хрома в α -титане не более 0,5%. А 9% Cr позволяет при закалке получать однофазную β -структуру.

Введение хрома в титановые сплавы позволяет увеличить прочность при сохранении пластичности, повышая эффект термического упрочнения. Однако, увеличение температуры способствует эвтектоидному распаду β -фазы с формированием $TiCr_2$, что вызывает снижение пластичности. Введение в сплав равного или несколько большего количества Mo реализует замедление образования эвтектоида. Выполнение этого в сплаве ВТЗ-1 позволило достигнуть его термическую стабильность и широкое использование. Известны аналогичные зарубежные титановые сплавы с хромом высокой термической стабильности - сплав «Корона-5» (1,5%Cr, 5%Mo и 4,5%Al) [136-137,145].

Железо обладает низкой растворимостью в α -титане как при комнатной, так и эвтектоидной температуре (не более 0,5%). Для сплавов Ti-Fe характерна термическая нестабильность и возможность распада β -твердого раствора, в том числе и при комнатной температуре. Железо обеспечивает сильный эффект упрочнения титана и применяется в ряде сплавов в количествах 0,5 - 1,5% (в частности, сплав ВТ22) [136,146-147].

Кремний - легирующая добавка, повышающая жаропрочность и жаростойкость титановых сплавов. Обычно кремния содержится 0,15 - 0,35%, что соответствует пределу растворимости в α -титане. Даже в такой ситуации в структуре образуются мелкодисперсные выделения силицида титана Ti_5Si_3 , играющие определенную роль в обеспечении повышенной жаропрочности. В сплавах Ti-Si при закалке β -фаза не фиксируется, так как протекает мартенситное

превращение. Примесь кремния в техническом титане и ряде его сплавах считается вредной примесью, так как даже сотые доли процента резко снижают ударную вязкость.

Такие элементы как Ge, Hf, Ga, Sn, Zr являются нейтральными упрочнителями, практически не влияют на температуру фазового перехода; упрочняют титан, растворяясь в нем.

Уровень свойств титана и сплавов на его основе зависит от содержания примесей. Атомы примесей (C, N, O, H) с титаном формируют твердые растворы внедрения. Имея ограниченную растворимость в α -Ti и β -Ti α -стабилизаторы при содержании выше предела растворимости инициируют перитектоидное превращение с образованием фаз упорядоченного типа, оксидных или карбонитридных соединений. Увеличение количества водорода до 0,01 % [151] сильно уменьшает ударную вязкость. Азот, углерод и кислород снижают пластичность титана. Содержание их обычно ограничивают концентрациями не более 0,015%Н, 0,05%N, 0,2%O, 0,1%C.

Снижают пластичность и примеси замещения (Si, Fe), но в существенно меньшей степени. Их содержание допускается до 0,15 - 0,20%. Кремний и железо используются и в качестве легирующих элементов. Примеси внедрения, подобно алюминию, увеличивают значение температуры полиморфного превращения, а примеси замещения, например, железо – уменьшают его [127-130].

Водород уменьшает температуру фазового перехода в титане и реализует эвтектоидный распад твердой β -фазы на смесь α - фазы и гидрида титана. При температуре эвтектоидной реакции водород имеет в α -титане растворимость 0,18%. Как гидриды, так и твердый раствор внедрения водорода в титане обуславливают водородную хрупкость сплавов на основе титана. Значительное содержание водорода вызывает хрупкость у большинства титановых сплавах, но наиболее явно у чистого титана и α -сплавов. При повышении в структуре доли β -фазы подверженность к водородной хрупкости уменьшается.

Проведение для ($\alpha + \beta$)-сплавов термической обработки обеспечивает рост их прочности при незначительном снижении пластичности. Их невысокая

свариваемость делает необходимым и проведение термической обработки сварных швов.

Повышение характеристик прочности при закалке и старении достигается путем дисперсионного упрочнения смеси α и β фаз. Наибольшая прочность достигается у сплавов, близких по составу к критическому, так как в этом случае формируется наибольшее количество дисперсных выделений, приводящих к упрочнению.

Максимальная прочность у сплавов при проведении отжига имеет место при составе, которому соответствует примерно одинаковое количество α и β – фаз, что обусловлено наибольшей гетерогенизацией структуры.

Описанные механизмы явно выявлены в $\alpha + \beta$ – сплавах титана, имеющих коэффициентом K_β в интервале 0,8 - 1,4 [142,146-147], и эти сплавы можно считать наиболее упрочняемыми при термической обработке. К ним относятся сплавы ВТ16 ($K_\beta = 0,8$); ВТ22 ($K_\beta = 1,05$); ВТ23 ($K_\beta = 0,8$); ВТ35 ($K_\beta = 1,45$) и другие.

Перечень высокопрочных титановых сплавов в авиационной промышленности с разным уровнем прочности и значениями служебных характеристик после термического упрочнения представлены в таблице 1.8.

Таблица 1.8 - Титановые сплавы повышенной прочности

Сплав	$K_{\beta\text{стаб}}$	Уровень механических свойств после термоупрочнения			
		σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, КДж/м ²
ВТ6	0,3	1050	6	20	30
ВТ14	0,6	1100	6	35	30

Сплав	$K_{\beta\text{стаб}}$	Уровень механических свойств после термоупрочнения			
		σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, КДж/м ²
BT16	0,8	1050	12	40	30
BT23	0,9	1100	8	18	35
BT22	1,2	1150	8	18	35
BT22И	1,2	1100	10	16	35
BT37	1,2	1200	6	14	30
BT35	1,5	1150	7	15	35
BT32	1,8	1200	6	14	30
BT15	2,4	1200	5	12	25

В [148] показано, что эффективность термической обработки титановых сплавов определяется исходной микроструктурой заготовки, условий деформирования, параметров предварительной тепловой обработки и режимов окончательной термообработки.

Сплав BT 22 склонен к росту β -зерна при деформационных и сварочных нагревах, что приводит к существенному уменьшению пластичности и вязкости. В исследованиях ряда авторов изучено влияние последующей термической обработки на структуру и свойства сплава в крупнозернистом исходном состоянии.

Выявлено, что режим традиционного двойного отжига [149, 150] не формирует высокую пластичность и вязкость (характеристики δ , ψ , КСУ) деформированных заготовок из сплава BT22, имеющих крупно- и разнотернистую исходную микроструктуру. Достижимый уровень свойств при этом: $\sigma_B = 1050$ МПа, $\delta = 6,2\%$, $\psi = 25,2 \%$, КСУ = 280 кДж/ м². Уровень K_{Ic} составляет 56 МПа $\times$ м^{1/2}.

Показано [150], что высокотемпературное старение (700 - 800°C, 10 - 100 часов) позволяет улучшить ряд характеристик сплава при некотором снижении прочности: $\sigma_b = 970 \text{ МПа}$, $\delta = 10,4\%$, $\psi = 39,8 \%$, $K_{CU} = 300 \text{ кДж/м}^2$, $K_{Ic} = 92 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$. Авторы связывают это с ростом (в 2-4 раза) размеров частиц α -фазы на границах β -зерен и снижением расстояния между пластинами α -фазы (3 - 5 мкм, а не как 4 - 10 мкм после традиционной термической обработки).

Авторами [151] предложена термоциклическая обработка сплава ВТ22 по схеме: четыре цикла - нагрев в β -область, охлаждение в $(\alpha+\beta)$ -область, выдержка в этой области, нагрев в β -область. Создание структуры, состоящей из субзерен с частицами α -фазы в теле и по границам субзерен, а также по границам β -зерен, приводит к нелинейному распространению магистральной трещины; высокая извилистость траектории развития трещины и протекание вторичного растрескивания обуславливает уменьшение скорости ее распространения. Уровень обеспечиваемых свойств: $\sigma_b = 1140 \text{ МПа}$, $\delta = 13,8\%$, $\psi = 46,8 \%$, $K_{CU} = 710 \text{ кДж/м}^2$, $K_{Ic} = 120 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$.

Для повышения работоспособности изделий из титановых сплавов широко используется нанесение различных покрытий, поскольку они обладают низкой износостойкостью и плохо противостоят образованию задиров. Одним из методов является химическое никелирование.

Прочность сцепления покрытия с поверхностью титановых сплавов во многом определяются параметрами предварительной механической обработки поверхности. Рекомендации по механической обработке титановых сплавов перед химическим никелированием содержатся в инструкциях НИАТ (РТМ 1500-75, ПИ 209-72). Несоблюдение режимов механической обработки вызывает появление прижогов, локальному изменению химического и фазового состава сплавов и снижению сцепления покрытия с основой. Изделия, подготавливаемые к химическому никелированию, для снятия внутренних напряжений после механической обработки подвергают неполному отжигу в вакууме (остаточное давление не выше 1,33 Па) при температуре 600 - 650 °C и времени выдержки 0,5 - 4 ч. [152-155].

Химическое никелирование проводится в растворе, г/л: никель хлористый или серноокислый 2, гипофосфит натрия 10, натрий уксуснокислый 10, pH 4,5 - 5,5 (доводится серной или соляной кислотой). Режим: температура 85 - 96 °С. Скорость осаждения 10 - 15 мкм/ч. После никелирования проводится термообработка в вакууме при температуре 300-350 °С в течение 1-2 часов, нагрев и охлаждение производится вместе с печью [152-155].

Анализ имеющихся сведений [152-155] о химическом никелировании титановых сплавов позволяет выделить его достоинства: получение на деталях сложной конфигурации равномерных по толщине покрытий; меньшая пористость и высокая коррозионная стойкость химических покрытий по сравнению с гальваническими; повышенные твёрдость и износостойчивость (связано с поступлением в металл покрытия фосфора). Но имеются и недостатки: медленное осаждение металла, трудности корректировки и регенерации раствора, высокая стоимость.

Электролитическое хромирование широко применяется для титана и его сплавов для повышения их износостойкости, термостойкости или улучшения антифрикционных свойств. Хромирование титановых сплавов довольно сложный и многоэтапный процесс, состоящий из двух основных стадий нанесения хромированного слоя. Первая стадия - молочное хромирование реализуется для получения подслоя для второй стадии – твердого хромирования. Стадия молочного хромирования включает в себя два вакуумных термодиффузионных отжига и активацию поверхностного слоя материала. Первый отжиг проводится перед молочным хромированием при 540 ± 10 °С для снятия внутренних напряжений после механической обработки, затем проводят гидридную обработку поверхности (активацию) для предотвращения окисления. Второй отжиг (540 ± 10 °С в течении 1 часа) проводят после молочного хромирования для обеспечения прочности сцепления хрома с деталью. Средняя толщина подслоя после молочного хромирования составляет 10 - 20 мкм. Слой молочного хрома отличается эластичностью, беспористостью и невысокой твердостью;

осаждается при температуре 65 - 80°C и сравнительно невысоких плотностях тока (15 - 25 А/дм²).

Слой твердого хрома характеризуется высокой твердостью и износостойкостью, наносится при низких температурах (до 40°C) и высокой плотности тока, обладает высокой пористостью по сравнению с молочным [156].

При назначении режимов хромирования следует учитывать, что параметры получения (по температуре, плотности тока, концентрации растворов) покрытий с максимальной твердостью и наибольшей износостойкостью не совпадают [156].

Следует иметь в виду, что электроосаждение хрома (также, как и других металлов) на титан и его сплавы связано с серьезными трудностями, связанными с наличием на поверхности титана прочной оксидной пленки. Оксидная пленка затрудняет получение надежного сцепления покрытия с титаном. Но и после удаления оксидной пленки из-за высокой электроотрицательности титана и его сплавов при их погружении в электролит имеет место контактное выделение присутствующих электроположительных металлов. Такие слои являются рыхлыми и не имеют прочного сцепления с основой. Вследствие этого особое внимание должно уделяться удалению оксидной пленки, недопущению ее регенерации, минимизации контактного обмена [157-159].

Для надежного сцепления покрытия с титаном требуется формирования промежуточного слоя, защищающего титан от окисления. Такие слои могут быть из гидридной плёнки или контактно-осаждённого металла. Перед формированием промежуточного слоя рекомендованы гидropескоструйная обработка или активация в растворе. Гидридную плёнку получают обработкой смесью концентрированных серной и соляной кислот. Составы и режимы предварительной обработки приведены в [152-155, 160].

При хромировании титана может происходить его чрезмерное наводораживание, негативно влияющее на усталостную прочность [155].

Альтернативным выбором хромированию стало газотермическое напыление износостойких покрытий. Высокоскоростное газопламенное и плазменное напыление позволяют получать на поверхности изделия тонкий

коррозионностойкий и износостойкий слой, защищающий титан от повреждений. Сравнительная простота нанесения и высокая воспроизводимость результатов, присущие газотермическим покрытиям, обеспечили использование титана с такими покрытиями в авиации США, Евросоюза и России [161]. Методы газотермического напыления покрытий все шире используются с целью повышения надежности изделий авиационной техники [162] и их восстановления [163-165].

Основными газотермическими методами нанесения покрытий на поверхность титановых сплавов являются HVOF [166], APS и детонационное D-Gun напыления [167-170]. Принципиально данные методы позволяют получать многослойные покрытия с хорошей адгезией с основой и высокой когезией покрытия и при гетерогенности покрытия [171-172].

В качестве порошков, дисперсностью 10...44 мкм, при реализации метода APS могут использоваться сплавы на основе никеля Ni-Cr-B-Si-C и Cu-Ni-In [173], W_2C (или Cr_3C_2) [174] - для повышения износо- и коррозионной стойкости поверхностей; Al_2O_3 [175, 176] - для повышения окислостойкости и жаростойкости; на основе Mo с добавками дисульфида Mo, Co и P [159] - для повышения износостойкости, а также материалы ПКТСРЗ, ПНХАТ, ПКТХСРЗ, ПН70Ю30 и др. [166, 176, 177]. Установлено [178], что толщина и глубина покрытия определяются временем и температурой обработки, а формирующиеся фазы соответствуют диаграммам состояния. При этом микротвёрдость покрытия однородна по глубине и варьируется в пределах 1500...3950 МПа [179].

Развитием метода APS является процесс импульсно - плазменного модифицирования поверхности с применением скоростных плазменных струй, создаваемых детонационной волной [180]. Повышенная скорость плазменной струи (до 5 км/с) приводит к образованию на поверхности ударно-сжатого слоя, насыщенного легирующими элементами и препятствующего окислению воздухом. Процесс обеспечивает высокую производительность, реализуется в атмосфере воздуха без специальной подготовки поверхности. Обеспечивается

получение на поверхности сплавов на основе титана слоев повышенной твердости 7000 - 9000 МПа толщиной до 30...50 мкм.

Детонационное напыление (ДН, D-Gan) [181-184] титановых сплавов обеспечивает более высокую адгезию слоя покрытия на поверхности титановых сплавов, чем при плазменном напылении, особенно при напылении нитридов, карбидов, оксидов и иных тугоплавких материалов и составляет 160 МПа [166, 184, 185]. Другим преимуществом ДН для титановых сплавов является незначительный нагрев поверхности, на которую наносится покрытие ($<250^{\circ}\text{C}$). Высокие свойства покрытий обеспечивают 20...30 кратное повышение ресурса, износо- и коррозионную стойкости изделий из титановых сплавов [186].

Обзор, проведенный Б. А. Ляшенко, В. И. Мирненко и А. В. Рутковским [186], выявил особенности реализации метода ДН. Повышенная адгезия формируется при получении многослойных покрытий: первый слой из близкого по характеристикам титану металла - никеля, ниобия, тантала, молибдена или их сплавов; внешний слой – покрытие с наибольшей износостойкостью - диоксид титана и циркония, оксид алюминия. Покрытиям присущи низкая пористость – 0,5...1,0 % и высокая твердость до 18000 МПа. Показано [181], что при нанесении покрытия ДН микротвердость основы на границе с покрытием возрастает по сравнению с её исходным значением в результате удара детонационных волн.

Установлено, что надлежащие эксплуатационные свойства покрытий титановых сплавов на основе W_2C сохраняются до температуры 540°C . Более высокие температуры приводят к окислению карбида. Покрытие из карбида хрома и никелевой связки может повысить температуру начала окисления до 760°C .

Газотермический метод при всех положительных сторонах, как самого метода, так и покрытий поверхностей Ti сплавов, полученных с его помощью, имеют и недостатки: возможные пористость (методы ГП, ASP) в пределах 5...20 %, а также серьезные изменения химического и фазового составов исходных материалов в процессе напыления [169,182]; возникающее коробление деталей при наличии значительной разницы коэффициента термического расширения

материала покрытия и основы, что требует применения принудительного охлаждения или напыления переходных промежуточных слоёв [187]; снижение предела выносливости титановых сплавов при ДН в пределах от 20 до 40 % при толщине покрытий 0,2...0,25 мм, что обусловлено формированием на поверхности растягивающих напряжений [172]; недостаточная, для ряда условий эксплуатации, прочность сцепления покрытий с основанием - 10...40 МПа; для ДН покрытий необходима финишная механическая обработка, так как имеет место ухудшение микро- и макрошероховатости поверхности; для получения устойчивого качества покрытий требуется специальная отработка технологического процесса, существуют узкие требуемые границы по грануляции порошков [166].

Ионное азотирование поверхности Ti-сплавов проводят с целью повышения твердости и износостойкости [188, 189]. Процесс реализуется в вакуумной камере при давлении до $\leq 0,001$ Па в атмосфере азота [186] при температуре от 350 °C до 1000 °C [190, 191], при этом время выдержки составляет 2,5...13 час. [193, 191]. Установлено [192], что фазовое состояние поверхностного слоя и развитие процесса нитридообразования регулируется составом газовой среды. Температура 350 °C и выше вызывает в поверхностном слое (толщиной 20 - 60 мкм) превращение $\beta \rightarrow \alpha$, степень развития которого зависит от температуры и времени процесса [186, 187]. Твёрдость азотированного слоя определяется микроструктурой и толщиной диффузионного слоя и составляет HV0,01 ~ 3000 МПа [186].

Анализ сведений о применении методов химико-термической обработки (ХТО) к титановым сплавам показывает:

- для всех способов ХТО характерны высокие температуры и продолжительность процессов насыщения, что ухудшает свойства изделий; после диффузионных процессов требуется проведение дополнительной термообработки;

- проведение борирования титановых сплавов в воздушной среде невозможно, из-за окисления и охрупчивания поверхности сплавов [189], поэтому требуется обработку проводить в среде аргона или вакууме;
- при газовом азотировании имеет место насыщение поверхностного слоя глубиной 50 мкм водородом, что приводит к появлению склонности к замедленному разрушению при постоянном статическом нагружении [190];
- азотирование существенно снижает циклическую прочность титановых сплавов [188, 191];
- при азотировании увеличивается шероховатость поверхности, что делает необходимым проведение дополнительных финишных операций [192].

Для демпферов авиационного назначения в традиционной практике термического и поверхностного упрочнения поршней и штоков из сплава ВТ22 используются операции: двухступенчатый отжиг и последующее гальваническое хромирование или бронзирование методом APS.

Прогрессивным технологическим процессом является лазерное поверхностное легирование (ЛПЛ) с применением разнообразных легирующих элементов. Рост прочности поверхностного слоя титана и его сплавов имеет место при применении обмазок из нитридов, карбидов и боридов [193], покрытий нихрома [194] и бора [195]. Используется ЛПЛ азотом из газовой фазы [196, 197]. В работах [198, 199] констатируют не только достижение упрочнения поверхностного слоя и увеличение износостойкости титана и сплавов на его основе при ЛПЛ, но и выявление особенностей механизмов $\alpha \rightarrow \beta$ и $(\alpha+\beta) \rightarrow \beta$ превращений, протекания гомогенизации β – фазы, формирования α' и α'' мартенсита.

Для насыщения поверхности при ЛПЛ применяются и металлы – никель [200], медь [201], палладий [202], хром [203], железо [204], алюминий и ванадий [205]. Удаётся получать коррозионностойкие и износостойкие слои на поверхности изделий, а также проводить послойный синтез сплавов экономного легирования [206].

1.3 Выводы по главе

Выполненный анализ современного состояния в области высокопрочных сталей и сплавов, используемых в транспортной технике, и методов их термического и поверхностного упрочнения позволил установить следующее.

1. Поглощающие аппараты, используемые в железнодорожном транспорте, и авиационные демпферы, эксплуатируются в тяжелых условиях, сочетающих в себе высокие статические, динамические и циклические силовые воздействия, действующие в достаточно широком температурном интервале. Их надежность во многом определяет успешное и безопасное функционирование транспортной техники. Однако выявляются неоднократные случаи преждевременного разрушения данных изделий.

2. Современные отечественная и зарубежная транспортная и авиационная промышленность располагают достаточно широким спектром высокопрочных сталей и титановых сплавов, потенциально удовлетворяющих условиям эксплуатации поглощающих аппаратов и демпферов. Проведены серьезные исследования по установлению влияния легирующих элементов и примесей на комплекс свойств этих сталей и сплавов. Химические составы их постоянно совершенствуются.

3. Существует большое количество методов термического и поверхностного упрочнения высокопрочных сталей и титановых сплавов. Однако выбор способов обработки и назначение технологических режимов выполняется не всегда обоснованно. В частности, часто не учитываются состояние материала после предшествующей обработки (начиная с выплавки стали) и сформировавшиеся здесь особенности химического состава и структуры. Весьма часто появляется необходимость коррекции структуры сплава уже после окончательной термической обработки, которая не сформировала требуемый уровень свойств изделия. Во многих случаях используемые методы поверхностного упрочнения не обладают высокой воспроизводимостью, не обеспечивают требуемого уровня качества покрытий, могут быть реализованы только после многостадийной и сложной предварительной обработки поверхности, экологически несовершенны.

4. В связи с вышеизложенным сформулированы цель и задачи выполненных исследований.

Цель работы: предложить способы и режимы термической и поверхностной обработок высокопрочных сталей и титановых сплавов для поглощающих аппаратов и демпферов транспортной техники, обеспечивающие улучшение их структуры и свойств.

В диссертационной работе поставлены и решены следующие **исследовательские задачи:**

- проанализированы условия эксплуатации исследуемых железнодорожных поглощающих аппаратов и авиационных демпферов и определены воздействия, приводящие к случаям отказа;
- установлены причины и механизмы преждевременного разрушения исследуемых поглощающих аппаратов и демпферов;
- выявлены закономерности формирования структуры и свойств высокопрочных сталей и титановых сплавов, используемых для изготовления поглощающих устройств и демпферов, при термической и поверхностной обработках;
- отработаны режимы термической и поверхностной обработок, обеспечивающие предотвращение преждевременного разрушения поглощающих аппаратов и демпферов;
- апробированы предлагаемые режимы обработок в условиях действующего производства.

2 МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Исследуемые стали и сплавы

Основные исследования в работе выполнены на изделиях и образцах из высокопрочной стали 30ХГСН2А (состояние поставки - прутки $\varnothing$ 236 – 238 мм (по ТУ 14-1-1602-75)) [207] и высокопрочного титанового сплава ВТ22 (состояние поставки – прутки $\varnothing$ 28мм (ОСТ 1 90173-75)) [208]. Указанная марка стали используется для изготовления корпусов и штоков с поршнем ПА железнодорожного транспорта, а титановый сплав для штоков и поршней ГД авиационного назначения.

Сталь 30ХГСН2А относится к категории высокопрочных среднелегированных сталей и имеет химический состав, приведенный в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Химический состав стали 30ХГСН2А (вес. %)

Сталь	Содержание элементов							
	C	Si	Ni	Cr	Mn	S	P	Cu
30ХГСН2А	0,29- 0,35	0,9- 1,2	1,4- 1,8	0,9- 1,2	1,0-1,3	до 0,025	до 0,025	до 0,3

Сплав ВТ22 создан на основе системы легирования Ti-Al-Mo-V с добавками Fe и Cr, его химический состав приведен в таблице 2.2.

Таблица 2.2 - Химический состав титанового сплава ВТ22 (вес. %)

Ti	Al	V	Mo	Si	Cr	Fe	Zr	H	O	C	N
78,4- 86,6	4,4- 5,9	4- 5,5	4-5,5	До 0,015	0,5- 2	0,5- 1,5	До 0,3	До 0,015	До 0,2	До 0,1	До 0,05

Часть исследований выполнена на сталях 14X17H2, ВКЛ-3 и технически чистом титане ВТ1-0. Их химические составы приведены в соответствующих разделах работы.

2.2 Используемые методы упрочнения сталей и сплавов

Термическая обработка корпусов и штоков из стали 30ХГСН2А проводилась в атмосферной или вакуумной среде. Для атмосферной среды были использованы электропечь типа ПВП-1 (печь с выкатным подом) и электропечь ПШ-1 (печь шахтная). Электропечь ПВП-1 имеет максимальную рабочую температуру 950 °С, для печи ПШ-1 – максимальная рабочая температура 1100°С. Максимальный перепад температур в рабочем пространстве печи $\pm 5^{\circ}\text{C}$.

Для вакуумной термической обработки стальных изделий использовалась печь Д-10.30.Э-14УУ-М, позволяющая обрабатывать длинномерные изделия. Максимальная температура вакуумной печи 1400 °С, рабочее остаточное давление 0,012 Па при объеме камеры 20 м³ и скорости натекания в камере нагрева $\leq 2,4$ л×Па/с.

Термическая обработка штоков с поршнем из титанового сплава ВТ22 проводилась в вакуумной печи ПЭВ-900. Максимальная температура вакуумной печи 900 °С, рабочее остаточное давление 0,001Па при объеме камеры 20,5 м³ и допустимой величине натекания 1,34 л×Па/с. При использовании нагрева в контейнерах с подачей аргона применялись печи ПВП-1 и ПШ-1.

Термическая обработка образцов проводилась в лабораторных электропечах ПЛ 10/14, SNOL 67/350 и ПЛ 5/12,5.

Оценка прокаливаемости проводилась методом пробных закалок на цилиндрических образцах диаметром 45 мм и длиной 120мм. Образцы вырезались в доленом направлении из центральной части прутков стали.

Поверхностная обработка. Перед *хромированием* поверхность стальных изделий подвергалась пескоструйной обработке и обезжириванию либо венской известью путем нанесения на поверхность и выдержки в течении 3 - 5 минут, либо в растворе щелочного обезжиривания. Скорость осаждения хрома в растворах при

температуре 50 - 60 °С, плотности тока 50 - 60 А/дм² и напряжении 6-12 В составляла 25 - 30 мкм/час. Состав раствора: хромовый ангидрид 175 - 250 г/л + серная кислота 1,75 - 2,50 г/л. После нанесения хромового покрытия проводится процесс обезводороживания.

Процесс хромирования титановых деталей состоял в нанесении двухслойного покрытия: «хром молочный» + «хром твердый» с промежуточным термодиффузионным вакуумным отжигом. Перед хромированием детали контролировались на отсутствие прижогов. Обезжиривание проводилось химическим способом в фосфатно - щелочном растворе: тринатрийфосфат 30 - 70 г/л, углекислый натрий (калий) 20 - 25 г/л, едкий натр 5 - 15 г/л, жидкое стекло 10 - 20 г/л. Перед активацией поверхности проводилась пескоструйная обработка. Гидридная обработка (активация) для сплава ВТ22 выполнялась в растворе: серная кислота 1100 - 1250 г/л, соляная кислота 0,2 - 10 г/л, для данного раствора скорость съема металла 2 - 5 мкм/час.

Состав ванны молочного хромирования: хромовый ангидрид 125 - 250 г/л, серная кислота 1,25 - 2,5 г/л, хром трехвалентный 2 - 4 г/л. плотность тока 30-40 А/дм² время хромирования 60 мин, средняя толщина слоя - 10 мкм. Термодиффузионный отжиг после молочного хромирования для обеспечения прочности сцепления хрома с основой детали проводился в вакууме - время 60 минут, температура – 540 ± 10⁰С. Для снятия окислов хрома после термической обработки выполнялась пескоструйная обработка. Состав ванны твердого хромирования: хромовый ангидрид 125 - 250 г/л, серная кислота 1,25 - 2,5 г/л, трехвалентный хром 2 - 4 г/л. плотность тока 45 - 55А/Дм² скорость осаждения хрома при заданных режимах 25 – 30 мкм/час. Далее проводилась механическая обработка для обеспечения размеров деталей, чистоты поверхности и оценки прочности сцепления покрытия с основой.

Для поверхностного упрочнения деталей и образцов использованы **методы газотермического напыления** в вариантах воздушно-плазменного (APS) и сверхзвукового газопламенного напыления (в модификации HVOF). Отработка

режимов напыления проводилась на многофункциональной роботизированной установке GTV (Германия).

Применяемое топливо для метода HVOF - кислород с варьируемым расходом 600 до 900 л/мин и керосин с варьируемым расходом от 10 до 30 л/час; транспортирующий газ- аргон с варьируемым расходом до 30 л/мин. Для метода APS применяется плазмотрон с максимальной мощностью 30 кВт и плазмообразующий газ аргон от 2,5 до 100 л/мин, также аргон является транспортирующим газом.

Для нанесения защитных износостойких покрытий плазменным методом APS и методом HVOF в работе были использованы следующие порошковые смеси: смесь ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 – (химический состав, вес. % - 85% карбида хрома, 15 % смеси, состоящей из 20% хрома и 80% никеля). Для реализации метода HVOF – смесь на основе карбида хрома – Cr_3C_2 – 20NiCr – (химический состав, вес. % - 80% карбида хрома, 15% никеля и 5% хрома), а также смесь WC – Co- Cr – 86/10/4 – (химический состав, вес. % - 86% карбида вольфрама, 10% кобальта и 4% хрома).

Кроме того, при бронзировании сплава ВТ22 использовались порошки ПР-БрА9 – для нанесения основного слоя, и ПН75Ю23В (ВКНА) химического состава (вес. %): 23,8 Al; 2,57Cr; 1,1W; 0,82Co; 0,58Mo; 0,36Ti; 0,1Fe; 0,1Ca; 0,046C; 0,015P; 0,014S; остальное Ni – для нанесения подслоя

Лазерное поверхностное легирование титана медью осуществлялось на установке непрерывного действия «Катунь». Для нанесения исходного медного слоя использовался метод вакуумного напыления, который проводился в вакуумной установке при давлении остаточных газов 0,027 Па путем термического испарения. Толщина медного слоя варьировалась в интервале от 1 до 15 мкм

2.3 Методика проведения структурных и физико-механических исследований

Для проведения металлографических исследований структуры и определения механических свойств корпусов ПА в поперечном направлении вырезались темплеты шириной 70 мм (рисунок 2.1). Вырезка образцов выполнялась из темплетов в продольном направлении корпуса. Испытания механических свойств проводились по ГОСТ 1497 - 84 «Металлы. Методы испытания на растяжение» [209] и ГОСТ 9454-78 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах» [210].

Испытания образцов на растяжение выполнялись на установке ГУРМ - 20, ударная вязкость определялась на установке Копер КМ - 30, соответствующей ГОСТу 10708 - 82 [211].

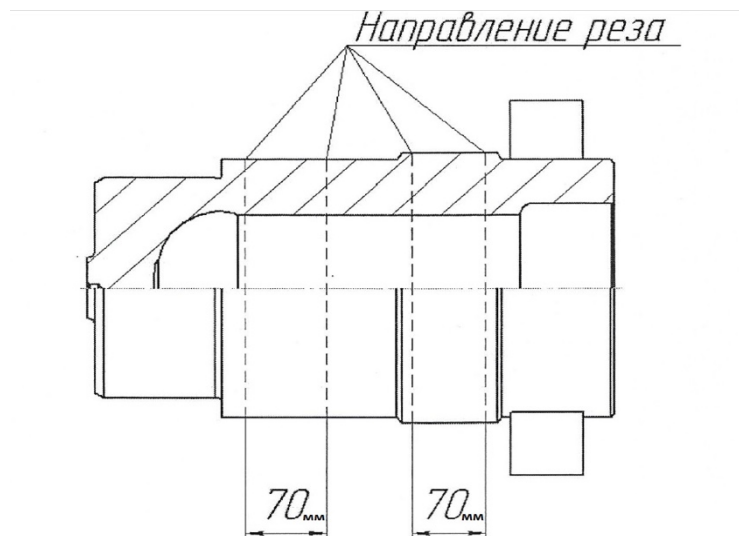


Рисунок 2.1 - Схема вырезки темплетов в поперечном направлении корпуса

Для определения твердости были использованы методы Роквелла (ГОСТ 9013-59 (ИСО 6508-86)) [212] и Бринелля (ГОСТ 9012-59 (ИСО 410 - 82)) [213]. Измерения проводились на электронном твердомере ТЭМП-2. Микротвердость определялась на микротвердомере ПМТ - 3 в соответствии с ГОСТ 9450 - 76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» [214].

Химического состава материалов определялся на оптико-эмиссионных установках Q8 MAGELLAN и S5 Solaris CCD Plus, согласно ГОСТ Р 54153-2010 [215]. «Сталь. Метод атомно-эмиссионного спектрального анализа».

Металлографические исследования структуры материалов проводились на микроскопе GX71. Используемые реактивы для травления образцов приведены в табл. 2.3.

Таблица 2.3 - Реактивы и режимы травления микрошлифов

Исследуемый материал	Вид контроля	Состав реактива	Температура травления, °C	Время травления
Высокопрочные стали, нержавеющие стали	Микроструктура	CuSO_4 – 8 г, HCl - 20 см ³ , $\text{H}_2\text{O}(\text{д})$ - 24 см ³	20±5	До выявления структуры
Титановые сплавы	Микро и макроструктура	HNO_3 15-30 см ³ HF 5-10 см ³ H_2O -60-80 см ³	20±5	До выявления структуры
Титановые сплавы	Бронзовые покрытия	FeCl_3 – 10г HCl -25 см ³ H_2O -100 см ³	20±5	15-20 сек

Толщина и пористость (использовался гидростатический метод) покрытий определялись в соответствии с ГОСТ 9.304-87 ЕСЗКС «Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля» [216].

Оценка пористости покрытий (в частности, хромовых) проводилась также по ГОСТ 9.302-88 «Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля» (метод фильтровальной бумаги) [217]. Метод основан на протекании реакций металла основы и подслоя с используемым реагентом в местах расположения пор и появлении окрашенных соединений, которые

фиксируются в виде отпечатков на фильтровальной бумаге. В качестве реагента использовался раствор - калий железосинеродистый - 3 г/дм³, натрий хлористый - 10 г/дм³.

Качественный контроль прочности сцепление хромового покрытия с основой металла проводился визуально после механической обработки (операции шлифования или полирования). Покрытие не должно отслаиваться и иметь сколов или задиров.

Для обнаружения дефектов (трещин) в изделиях использовались неразрушающие методы контроля: магнитопорошковый на аппарате МДС-5 и радиографический на аппарате РАП150/300. Первый проводился по требованиям ГОСТ 56512-2015 «Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод» [218], второй – по ГОСТ 7512-82 «Контроль неразрушающий. Соединения сварные. Радиографический метод» [219].

Рентгеновский фазовый анализ проводился на дифрактометре ДРОН - 3.

Микрорентгеноспектральный анализ выполнялся на приставке JED -2300 электронного микроскопа JEOL.

Осуществлялась статистическая обработка результатов экспериментов, определялись математическое ожидание, дисперсия и доверительный интервал. На каждую точку испытывалось не менее пяти образцов.

2.4 Методика определения прочности сцепления покрытия с основой

Прочность сцепления с основой покрытий, нанесенных методами HVOF и APS, оценивалась при испытаниях на сдвиг. Испытания образцов проводились в условиях поперечного сдвига на испытательной машине ГУРМ-20, путем проталкивания образца с покрытием через матрицу. При этом фиксируется максимальная сдвиговая нагрузка в момент снятия (скальпирования) пояска покрытия.

Для случая поперечного сдвига величину сдвиговой прочности $\tau_{\text{сдв}}$ рассчитывают:

$$\tau_{\text{сдв}} = P_{\text{сдв}} / L_{\text{покр}} (\pi D_{\text{обр}} - \alpha), \text{ МПа}, \quad (2.1)$$

где: $P_{сдв}$ - максимальная нагрузка в момент сдвига пояска покрытия (Н);

$L_{покр}$ – ширина пояска покрытия (мм);

$D_{обр}$ – диаметр образца под покрытием (мм);

α – величина зазора в пояске покрытия (поперек ширины пояска) (мм).

Образец для испытаний приведен на рисунке 2.2. Место нанесения покрытия (поясок покрытия) имеет ширину $L_{покр} = 5$ мм, величина зазора в пояске покрытия α - 1,6 мм. На рабочую часть образца наносилось три пояска покрытия. Внутренний диаметр матрицы – $19^{+0,033}$ мм.

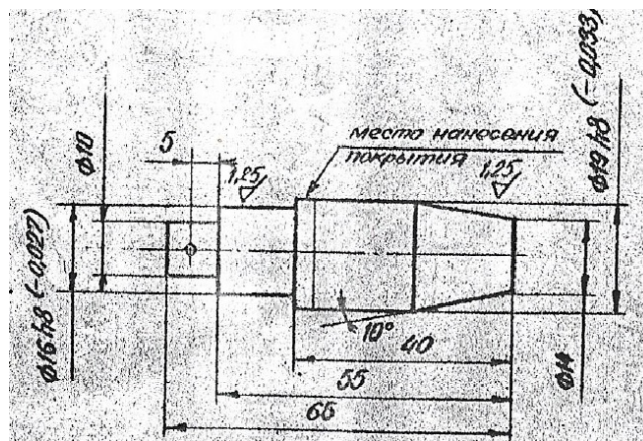


Рисунок 2.2 - Образец для испытания прочности сцепления покрытия с основой

2.5 Испытания поглощающих аппаратов и демпферов

Приемо-сдаточные испытания для эластомерных ПА проводились с целью проверки их нормального функционирования в соответствии с техническими условиями и определения статических силовых характеристик. Для этого реализовывалось статическое обжатие ПА на гидравлическом прессе (стенд МИПА-2500), предназначенном для испытания эластомерных ПА автосцепок класса Т2 и Т3 (аппараты, производимые на ОАО «Авиаагрегат» АПЭ-90-А. – класса Т2 и АПЭ-120И. - класса Т3). Характеристики пресса: максимальное усилие не менее 2,5 МН; ход плунжера не менее 150 мм; скорость перемещения

плунжера при нагружении и обратном ходе до 0,05 м/с. Пресс оборудован датчиком линейных перемещений, а также системой преобразования и обработки сигналов датчиков для регистрации силы перемещения плунжера прессы в процессе испытаний и построения диаграммы статистического обжатия аппарата на рисунке 2.3. Первоначально проводилось трехкратное обжатие аппарата на полный ход, в процессе которых определялись его конструкционный ход – максимальный рабочий ход аппарата, который допускается его конструкцией без повреждений или разрушения. В процессе третьего обжатия записывалась диаграмма статического обжатия и находились P_0 - усилие начальной затяжки (минимальная сила, с которой требуется воздействовать на аппарат для начала сжатия) и $P_{\max}$ - силу закрытия при статическом обжатии аппарата (минимальная сила, с которой требуется воздействовать на аппарат для того, чтобы он сжался на конструкционный ход). Для аппаратов АПЭ-120И. и АПЭ-90-А. конструкционный ход должен составлять не менее 120 и 90 мм, P_0 - $196 \pm 49,05$ кН и $225,6 \pm 49,05$ кН, $P_{\max}$ – $1716 \pm 147,15$ кН и $1569 \pm 147,15$ кН соответственно. Не допускается при снятии диаграммы приложение усилий более 2200 - 2400 кН.

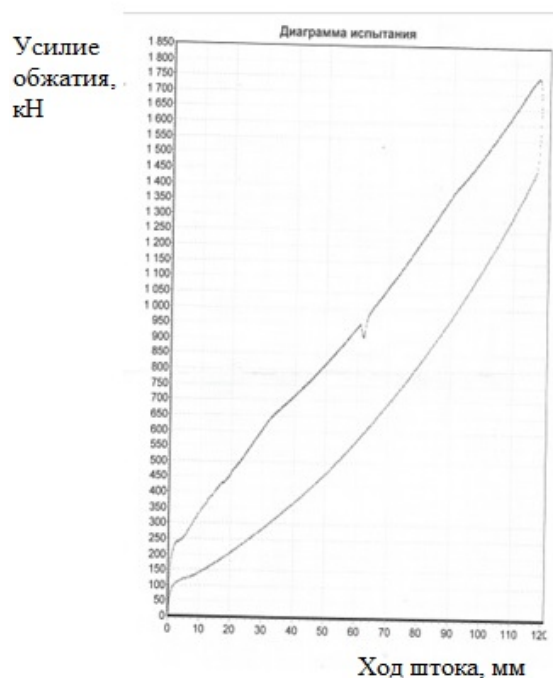


Рисунок 2.3 - Диаграмма статического обжатия поглощающего аппарата АПЭ-120И

Для определения эксплуатационных характеристик и приработки сопряженных поверхностей ГД проводились их испытания на герметичность (опрессовка) и последующая обкатка. Опрессовка позволяет определить статическую прочность демпфера при действии внутреннего давления. Опрессовка демпфера выполнялась на гидравлическом прессе (стенд 636/1647) путем подачи через зарядный технологический штуцер рабочей жидкости под возрастающим давлением от $P_{нач.} = 0,15 \pm 0,05$ МПа до $P_{кон.} = 55 \pm 2,25$ МПа. При $P_{кон.}$ давалась выдержка 60с, при этом не должно быть течи и разрушений. Далее проводилось дополнительное постепенное нагружение до $80,85 \pm 2,25$ МПа с выдержкой при этом напряжении 60с.

В случае удовлетворительной герметичности проводилась обкатка демпфера на гидравлическом прессе (стенд 636/369 УР 201.001.00.000). Выполнялись 25-30 ходов штока путем поочередной подачи жидкости из одной камеры корпуса в другую. Время перемещения жидкости 0,5 - 1,0 сек; при этом скорость перемещения штока должно составлять 114 мм/с при воздействии усилия меняется перемещения 3140 - 9220 Н.

После обкатки выполнялась проверка усилия холостого хода демпфера. Под давлением 0,4 МПа шток должен плавно перемещаться на полный ход.

2.6 Выводы по главе

1. Для изготовления элементов конструкций ПА и ГД транспортной техники использованы высокопрочные стали марок 30ХГСН2А, 14Х17Н2, ВКЛ-3 и титановый сплав ВТ22. Технически чистый титан ВТ1-0 использовался также при отработке режимов ЛПЛ.

2. На основании анализа практики использования и результатов исследований выбраны методы и оборудование для проведения упрочняющей термической обработки сталей и сплавов в атмосферной и вакуумной средах.

3. В процессе отработки режимов поверхностной упрочняющей обработки материалов обоснованы методы и оборудование для поверхностного упрочнения

деталей: газотермические методы в вариантах воздушно-плазменного (APS) и сверхзвукового газопламенного напыления (в модификации HVOF), упрочнение методом электролитического хромирования и лазерного поверхностного легирования.

4. При исследовании использован комплекс современных методов определения структурных и физико - механических характеристик материалов и показателей качества изделий.

3 ИССЛЕДОВАНИЕ СЛУЧАЕВ ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОГЛОЩАЮЩИХ АППАРАТОВ И ДЕМПФЕРОВ

3.1 Разрушение поглощающих аппаратов в ходе приемо-сдаточных испытаний

При исследовании случаев преждевременного разрушения корпусов ПА железнодорожного назначения, изготовленных из стали 30ХГСН2А, установлено, что очаг разрушения находится в донной части корпуса (рисунок 3.1) и далее разрушение развивается вдоль его образующей.

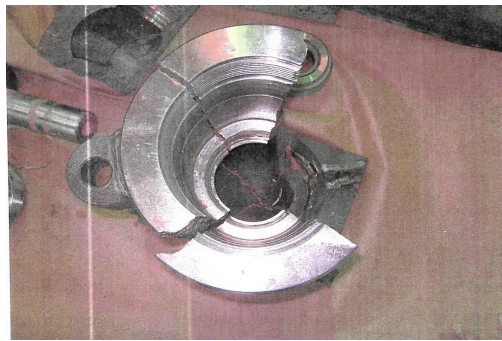


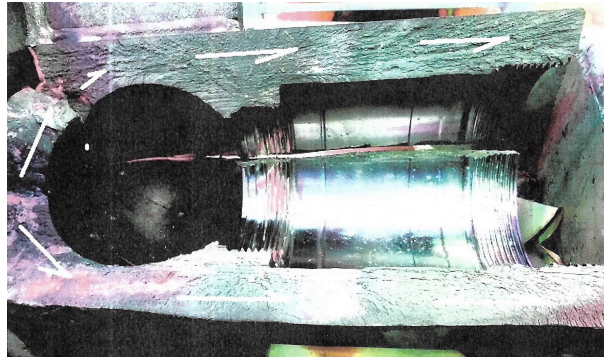
Рисунок 3.1 - Очаг разрушения в донной части корпуса

В зоне разрушения выявляется вязкий излом статического характера. Дефекты металлургического происхождения на поверхности излома не обнаружены. Выявляемый шевронный рельеф излома позволяет определить место зарождения и направление последующего развития трещины. Процесс разрушения инициирован в донной части корпуса, а затем развивался вдоль его образующей по направлению волокон макроструктуры.

На рисунке 3.2 представлена зона донной части корпуса, в которой начиналось образование трещины (а), и зона дальнейшего развития трещины вдоль образующей корпуса (б).



а)



б)

а) область зарождения; б) область развития разрушения

Рисунок 3.2 - Области зарождения и развития разрушения по второму варианту

В таблице 3.1 приведены результаты определения механических свойств стали 30ХГСН2А, полученные на продольных образцах, вырезанных из преждевременно разрушенных изделий, а также требования по уровню свойств нормативных документов (НД).

Таблица 3.1 - Значения механических свойств корпусов из стали 30ХГСН2А

Вариант разрушения	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	НВ на поверхности, МПа	КСУ, кДж/м ²
В ходе испытаний	1120	14,4	44,3	3150	250
Требование НД	≥ 1570	$\geq 8,0$	$\geq 35,0$	≥ 4150	≥ 390
Примечание: 1. Глубина зачистки поверхности перед измерением твердости не более 0,7мм; 2. Значения свойств получены на образцах, вырезанных из донной части корпуса.					

Технологический процесс изготовления корпусов и штоков ПА данного типа включает получение деформированных заготовок (горячекатаных прутков диаметром 238мм) и операцию их промежуточной термической обработки (отжиг) на металлургическом предприятии [220]; затем на машиностроительном предприятии реализуют необходимую механическую обработку, сварку [221], окончательную термическую обработку (закалку и отпуск) корпусов и штоков [222], электролитическое хромирование штоков [223].

Окончательная термическая обработка изделий проводилась по типовому режиму: температура закалки $900^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ (используется ступенчатый нагрев: I ступень – 460°C , выдержка 15 минут; II ступень - 750°C , выдержка 15 минут; III ступень - 850°C , выдержка 15 минут; IV ступень - 900°C), время выдержки при температуре закалки 190 - 200 минут, охлаждение в масле (с барботажем), температура отпуска $230 - 270^{\circ}\text{C}$, время выдержки при отпуске 240 минут, охлаждение на воздухе.

Как видно из приведенных в табл.3.1данных, разрушение обусловлено крайне низкими поверхностной твердостью и иными механическими свойствами стали корпуса в окончательно термически обработанном состоянии. Причину низкого уровня характеристик свойств следует искать либо в нерациональности рекомендуемых режимов типовой термической обработки или их нарушениях, либо в формировании недопустимого состояния стали по химическому составу или структуре и свойствам на предшествующих этапах технологического процесса (в нашем случае выплавки стали и получении деформированной заготовки, операциях промежуточной термической обработки).

Изучена структура горячекатаных прутков в состоянии поставки (после отжига). В прутках отсутствовала общая и краевая пятнистая ликвация, подсадочная ликвация, подкорковые пузыри и межкристаллитные трещины. Точечная неоднородность, центральная пористость и ликвационный квадрат соответствуют 2 баллу. Размер зерна - 8 баллов, твердость HB – 2240 - 2480 МПа. При этом показатели структуры и твердости соответствуют требованиям НД.

Поскольку прутки поставляются в обточенном состоянии, то поверхностный обезуглероженный слой отсутствует.

Выполнены исследования механических свойств поперечных образцов, вырезанных из горячекатаных прутков нескольких партий. Образцы подвергнуты термической обработке по режиму: температура закалки 910 °С, охлаждение в масле, температура отпуска 280 °С, охлаждение на воздухе. Результаты представлены в таблице 3.2. Из представленных данных следует, что значения получаемых после термической обработки механических свойств полностью соответствуют НД.

Таблица 3.2 - Уровень механических свойств образцов, вырезанных из горячекатаных прутков стали 30ХГСН2А и подвергнутых термической обработке

Источник получения данных	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	φ , %	НВ, МПа	KCU, кДж/м ²
Результаты по пруткам семи плавок	1590-1670	1390-1470	8,0-13,0	35,0-54,0	4600-4950	400-680
Требования НД	≥ 1570	≥ 1375	$\geq 8,0$	$\geq 35,0$	≥ 4440	≥ 390

Выполнен химический анализ (оптико-эмиссионный метод) образцов, вырезанных из разрушенных деталей, результаты которого приведены в таблице 3.3 и 3.4.

Выявлено, что содержание углерода, основных легирующих элементов и вредных контролируемых примесей (серы и фосфора) соответствует нормативным документам. Однако, содержание азота в отдельных зонах сечения корпуса существенно превышает требования ($\leq 0,012$ мас. %) и результаты определения по ковшовой пробе (0,01- 0,009 мас. %) при выплавке стали. Следует обратить внимание и на высокое общее содержание легкоплавких примесей

(олово, сурьма, свинец, мышьяк), составляющее 0,025 мас. %. Как следует из [224-226], их содержание даже 0,003 - 0,005 мас. % снижает служебные свойства легированных сталей, характеристики их вязкости и пластичности.

Таблица 3.3 - Содержание углерода и основных легирующих элементов в образцах стали 30ХГСН2А (мас. %)

C	Si	Mn	Cr	Ni
0,29-0,33	0,96-1,02	1,02-1,10	1,04-1,16	1,42-1,52

Таблица 3. 4 - Содержание примесей в образцах стали 30ХГСН2А (мас. %)

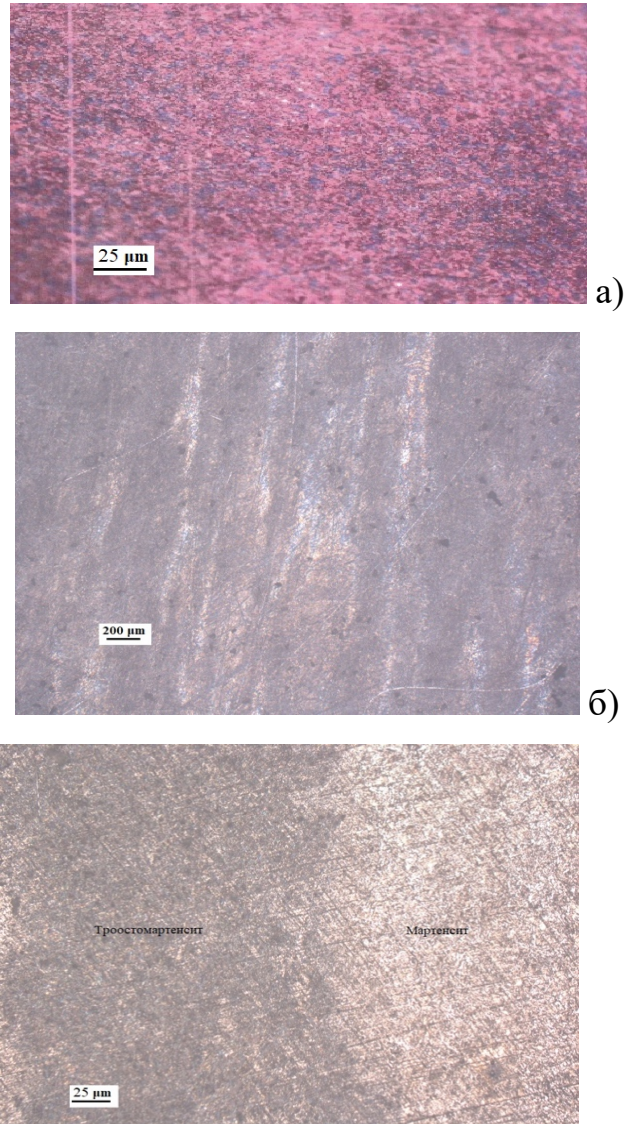
P	S	As	Pb	Sb	Sn	Ca	N
0,004- 0,012	0,001- 0,005	0,003- 0,006	0,001- 0,002	<0,005	0,008- 0,012	0,0002- 0,0004	от <0,001 до 0,041

Так как содержание легирующих элементов и ряда примесей (сера, фосфор, азот) в процессе выплавки стали определяется по ковшовой пробе, а содержание легкоплавких случайных примесей вообще не контролируется, то возникающие зональные ликвации этих элементов количественно не оцениваются. Вместе с тем, проведенный оптико-эмиссионный анализ различных участков сечения корпусов из стали 30ХГСН2А показал наличие существенной неоднородности в распределении азота и ряда легкоплавких примесей.

Известно [227-230], что азот ускоряет диффузию углерода и кислорода в стали и, кроме того, связывает в нитриды такие легирующие элементы как хром и марганец. Отмеченное должно сопровождаться ростом интенсивности обезуглероживания поверхности изделия и снижению прокаливаемости в зонах повышенного содержания азота.

Выполненные исследования подтверждают сказанное. Микроструктура стали в донной части разрушившегося корпуса либо троостомартенсит с областями свободного феррита (рисунок 3.3а), либо полосчатая структура (рисунок 3.3 б), что подтверждает недостаточную прокаливаемость стали в

донной части корпуса. В полосчатой структуре светлые полосы представлены среднеигольчатым мартенситом отпуска (твердость 53 - 55 HRC), темные – троостомартенситом (твердость 44 - 46 HRC). Ширина полос около 0,5 мм.



а) троостомартенсит с областями свободного феррита; б) полосчатая структура

Рисунок 3.3 - Микроструктура стали 30XГСН2А в донной части разрушившегося корпуса после термической обработки по типовому режиму

Также установлено наличие обезуглероженного слоя на поверхности корпуса, глубина которого может достигать 1,5 мм.

Поскольку возникновение зональной ликвации азота количественно не контролируется и может возникать непредсказуемо, стоит задача поиска режимов окончательной термической обработки корпусов из стали 30ХГСН2А, позволяющих нивелировать возможное негативное влияние зональной ликвации на прокаливаемость и обезуглероживание, уровень твердости и других свойств (подраздел 4.1.1 диссертации).

3.2 Разрушение поглощающих аппаратов и демпферов в процессе эксплуатации

В данном случае очаг разрушения расположен на внутренней поверхности корпуса (ПА железнодорожного назначения из стали 30ХГСН2А) и далее разрушение развивается вдоль его образующей (рисунок 3.4).

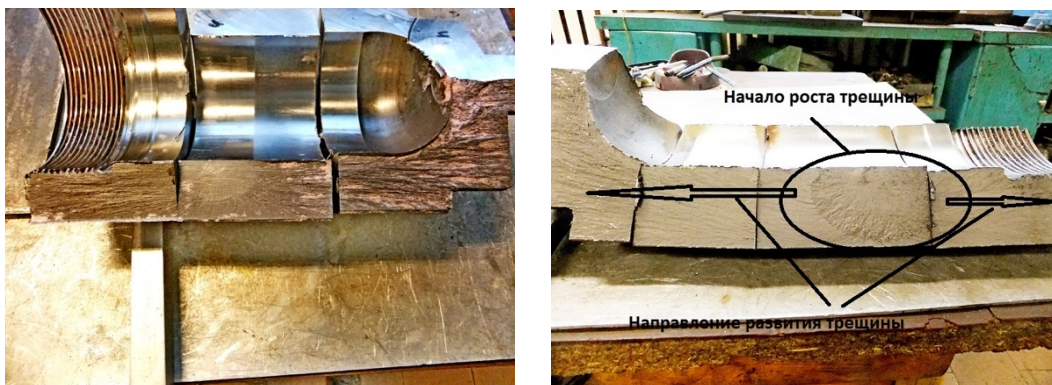


Рисунок 3.4 - Области зарождения и развития разрушения при эксплуатации ПА

Излом имеет строение, характерное для усталостного разрушения [231] (рисунок 3.5). Поверхность излома состоит из фокуса излома (фокуса трещины), характеризующегося светлой заглаженной областью концентрической формы; зоны ускоренного развития трещины, имеющей четкие границы и радиальные бороздки, исходящие из фокуса излома; зоны долома, расходящейся вдоль волокон структуры стали в виде шевронного узора. Ориентация системы ступенек данного узора позволяет определить направление окончательного разрушения изделия – вдоль образующей корпуса в разные стороны от зоны ускоренного

развития усталостной трещины. Фокус трещины располагается на внутренней поверхности корпуса (рисунок 3.5б).



а)



б)

а) использовано освещение со стороны внутренней поверхности корпуса (нижняя светлая поверхность); б) использовано освещение со стороны внешней поверхности корпуса (нижняя темная поверхность - внутренняя поверхность корпуса)

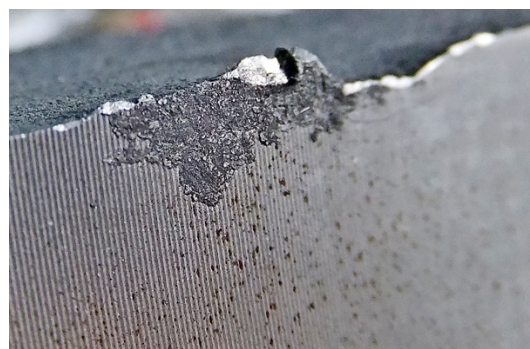
Рисунок 3.5 – Участки излома корпуса, разрушившегося в ходе эксплуатации

На внутренней поверхности корпуса в области зарождения усталостного повреждения обнаружены продольные задиры от перемещения штока (рисунок 3.6). Непосредственно в месте задира выявлены трещины (рисунок 3.7.а) и внедренные в поверхность частицы хромового покрытия, нанесенного на шток (рисунок 3.7 б). Частицы имеют твердость 61 HRC. В процесс электролитического

хромирования на поверхность штока наносится слой хрома толщиной 90 мкм, который затем подвергают шлифованию до толщины 30-60 мкм.



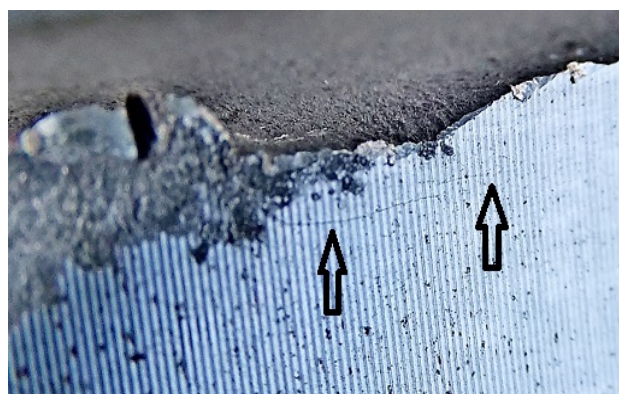
а)



б)

а) общий вид дефекта; б) – сечение задира в направлении образующей корпуса

Рисунок 3.6 - Задиры на внутренней поверхности корпуса



а)



б)

а) трещины хромового покрытия; б) частицы хромового покрытия

Рисунок 3.7 - Трещины и частицы хромового покрытия в месте задира

Анализ уровня достигнутых свойств после окончательной термической обработки показывает, что преждевременное разрушение имеет место при значениях механических свойств изделий полностью соответствующих НД (таблица 3.5).

Таблица 3.5 - Значения механических свойств корпусов из стали 30ХГСН2А

Вариант разрушения	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	НВ на поверхности, МПа	KCU, кДж/м ²
Преждевременное разрушение при эксплуатации	1700	14,8	61,6	4800	810
Требование НД	≥ 1570	$\geq 8,0$	$\geq 35,0$	≥ 4150	≥ 390
Примечание: Глубина зачистки поверхности перед измерением твердости не более 0,7мм.					

Как показал фраттографический анализ (рис.3.5-3.7) причиной разрушения изделий в этом случае является разрушение хромового покрытия штока, появление задиров на поверхности корпуса и последующее зарождение в зоне задира усталостной трещины.

Известно, что хромовое покрытие (в случае тщательного проведения хромирования) обладает исключительно высокой прочностью сцепления с металлом-основой, поэтому хромированное изделие следует рассматривать как объект, свойства поверхности которого определяется характеристиками свойств именно хромового покрытия. В процессе электроосаждения хрома происходит активное насыщение формирующегося покрытия водородом. Предусмотренная технологическим процессом операция обезводороживания для стали 30ХГСН2А (выдержка 120 - 180 минут при температуре 180 – 190 °С) представляется недостаточно полно реализующей процесс удаления водорода. Требуется коррекция указанного режима. В такой ситуации в качестве возможной причины разрушения хромового покрытия следует рассматривать его замедленное

разрушение, как объекта, находящегося длительное время под действием напряжений. Нельзя также исключать и пониженные износостойкость или прирабатываемость покрытия вследствие возможных отклонений в подготовке поверхности штока или в самой технологии нанесения хрома.

Так сколы хромового покрытия выявлены при эксплуатации штоков ГД авиационного назначения, изготовленных из титанового сплава BT22 (рис.3.8). Анализ технологического процесса показал, что причинами

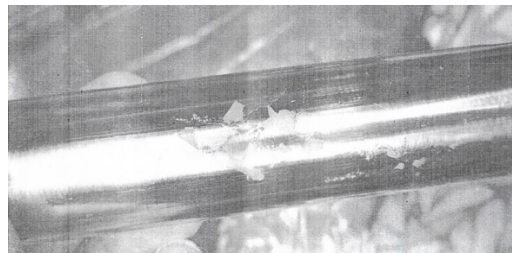
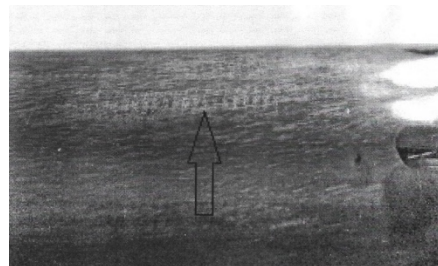
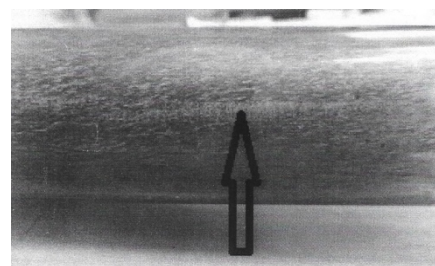


Рисунок 3.8 - Сколы хромового покрытия на штоке из сплава BT22

появления сколов являются либо присутствие прижогов на поверхности штоков (рис.3.9), либо низкая адгезия слоя хрома из-за неудовлетворительной промывки изделий перед нанесением покрытия.



а)



б)

а) в виде череды поперечных полос; б) в виде широких полос вдоль образующей

Рисунок 3.9 - Прижоги на поверхности штока

В этой связи оправданными выглядят рекомендации о замене процесса нанесения электролитического покрытия на более прогрессивные, экологически чистые и технологически стабильные процессы поверхностной обработки штоков, например, методами термического напыления (плазменным или сверхзвуковым

газопламенным напылением в модификации HVOF) [232-234]. Отработка методов поверхностного упрочнения штоков ПА и ГД проведена в главах 5 и 6 диссертации.

3.3 Выводы по главе

1. Выявлены причины преждевременного разрушения корпусов ПА из стали 30ХГСН2А, в ходе приемо-сдаточных испытаний (выявлен вязкий излом статического характера, установлен недостаточный уровень механических свойств корпуса). Установлено, что количественно неконтролируемая в производстве недостаточная степень чистоты стали 30ХГСН2А по азоту в отдельных зонах корпуса существенно превышает требования ($\leq 0,012$ мас. %), что является причиной повышенной склонности к обезуглероживанию и пониженной прокаливаемости. Также следует обратить внимание и на высокое общее содержание легкоплавких примесей (олово, сурьма, свинец, мышьяк), составляющее 0,025 мас.%. Известно, что содержание их даже 0,003- 0,005 мас. % снижает служебные свойства легированных сталей, характеристики их вязкости и пластичности.

2. Микроструктурные исследования подтверждают причину разрушения корпусов при приемо-сдаточных испытаниях. Микроструктура стали в донной части корпуса, является либо троостомартенситом с участками свободного феррита, либо полосчатой с участками троостомартенсита структурой, что свидетельствует о недостаточной прокаливаемости стали.

3. Установлены причины разрушения корпусов ПА при эксплуатации (выявлен усталостный характер разрушения, установлены повреждения на внутренней поверхности корпуса из-за разрушения хромового покрытия штока). Причиной возникновения трещин и задиров в корпусе является разрушение хромового покрытия.

4. Установлено, что в процессе электроосаждения хрома происходит активное насыщение формирующегося покрытия водородом. Предусмотренная технологическим процессом операция обезводороживания для стали 30ХГСН2А

(выдержка 120 - 180 минут при температуре 180 – 190 °С) представляется недостаточно полно реализующей процесс удаления водорода. Требуется коррекция указанного режима; также нельзя исключать и пониженную износостойкость или прирабатываемость покрытия вследствие возможных отклонений в самой технологии нанесения хрома.

4 РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В КОНСТРУКЦИЯХ ПОГЛОЩАЮЩИХ АППАРАТОВ

4.1 Отработка режимов термической обработки стали 30ХГСН2А

4.1.1 Термическая обработка, уменьшающая негативное влияние примесей

В данном подразделе реализован поиск режимов окончательной термической обработки корпусов из стали 30ХГСН2А, которые позволили бы нивелировать возможное негативное влияние зональной ликвации на прокаливаемость и обезуглероживание, уровень твердости и других свойств. Выбор режимов термической обработки проводился на основе анализа существующих, установленных и прогнозируемых зависимостей между свойствами и изменениями микроструктуры, их экспериментального апробирования и выпуска опытных партий изделий. Выполнены исследования, в которых варьировались температура закалки (T_3) в интервале 850 - 920 °С, время выдержки (τ_3) при температуре закалки в интервале 120 - 180 минут, температура отпуска (T_o) назначалась 210 °С. время выдержки при температуре отпуска (τ_o) изменялось в интервале 180 - 200 минут. Кроме этого, реализовывалась закалка в вакуумной печи по режиму: температура нагрева под закалку 900°С, время выдержки при температуре закалки 360 минут, использовано охлаждение в масле [235].

Оценивалась также возможность повышения уровня твердости стали до требуемого уровня (если первая термическая обработка его не обеспечила) реализацией разных режимов повторной термообработки (до трех раз). Исследована и целесообразность проведения перед закалкой операции нормализации (температура (T_n) 900 °С, время выдержки (τ_n) 180 минут).

Первичным критерием приемлемости того или иного режима термической обработки являлось достижение поверхностной твердости корпуса 4150-5000 МПа, что соответствует требованиям НД. В дальнейшем, режимы

обеспечивающие первичный критерий, проверялись по уровню механических свойств в корпусе ПА.

При определении уровня поверхностной твердости оценивалась также возможность и необходимость назначения дополнительного припуска на механическую обработку после термической обработки (за исключением режима с закалкой в вакуумной печи). Даны рекомендации сделать припуск 1 мм (ранее он составлял 0,4 - 0,7мм). Такой припуск дополнительно снижает вероятность нежелательного влияния обезуглероживания. Исходя из этого, перед проведением измерения твердости термически обработанных изделий их поверхность подвергалась зачистке на 1 мм. При реализации вакуумной термической обработки величина зачистки составляла 0,2 - 0,3 мм.

В таблица 4.1 приведены результаты исследования влияния режимов термической обработки на уровень поверхностной твердости. Каждому режиму термической обработки подвергалась партия корпусов (как правило, не менее 12 штук).

Таблица 4.1 - Поверхностная твердость корпусов из стали 30ХГСН2А после различных вариантов термической обработки

№ режима	I ступень термической обработки	II ступень термической обработки	III ступень термической обработки	Твердость на поверхности НВ, МПа	Количество годных деталей, %
1	$T_3 = 920\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 120\text{ мин}$, $T_0 = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0 = 180 - 200\text{ мин}$.	-	-	3830-4050	0
2	$T_3 = 920\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 120\text{ мин}$, $T_0 = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0 = 180 - 200\text{ мин}$	$T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180\text{ мин}$, $T_0 = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0 = 180\text{ мин}$	-	4450- 4750	100

Продолжение таблицы 4.1

№ ре жи ма	I ступень термической обработки	II ступень термической обработки	III ступень термической обработки	Твердость на поверхности НВ, МПа	Количес тво годных деталей, %
3	$T_H = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_H = 180$ мин, охлаждение на воздухе до $100\text{ }^{\circ}\text{C}$	$T_3 = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180$ мин, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин	-	3830 -3930	0
4	$T_H = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_H = 180$ мин, охлаждение на воздухе до $100\text{ }^{\circ}\text{C}$	$T_3 = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180$ мин, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин	$T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180$ мин, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин	4350-4750	100
5	$T_3 = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 120$ мин, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ -200 мин.	-	-	3910-4250	22
6	$T_3 = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 120$ мин, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ -200 мин.	$T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180$ мин, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин	-	4450-4750	100
7	$T_3 = 870\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180$ мин, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ -200 мин.	-	-	4050-4400	50

Продолжение таблицы 4.1

№ ре жи ма	I ступень термической обработки	II ступень термической обработки	III ступень термической обработки	Твердость на поверхности НВ, МПа	Количес тво годных деталей, %
8	$T_3 = 870\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180\text{ мин}$, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180\text{-}200\text{ мин}$.	$T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180\text{ мин}$, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180\text{ мин}$	-	4300-4570	100
9	$T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180\text{ мин}$, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_o = 180\text{ мин}$	-	-	4170- 4750	100
10	Нагрев в вакууме, $T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 360\text{ мин}$, $T_o = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 240\text{ мин}$	-	-	4450-4830	100

Как следует из результатов таблицы 4.1 полностью годные партии деталей обеспечивают режимы 9 и 10. Причем использование режима 9 в качестве повторной термической обработки позволяет исправлять негативные последствия обработки и по другим режимам (см. варианты обработки 2, 4, 6, 8). В табл.4.2 приведены результаты оценки механических свойств корпусов, обработанных по режимам 9 и 10.

Таблица 4.2 - Значения механических свойств корпусов из стали 30ХГСН2А

Вариант термической обработки	σ_B , МПа	δ , %	КСУ, кДж/м ²
9	1600-1680	12,8-13,2	790-820
10	1770-1780	12,8-13,6	860-920

Как видно из таблицы 4.2 режимы термической обработки 9 и 10 обеспечивают уровень механических свойств, требуемый НД (см. табл. 3.5). Микроструктура в донной части корпуса после термической обработки по режиму 9 представляет собой мартенсит отпуска (рис.4.1), что свидетельствует о достаточной прокаливаемости стали.

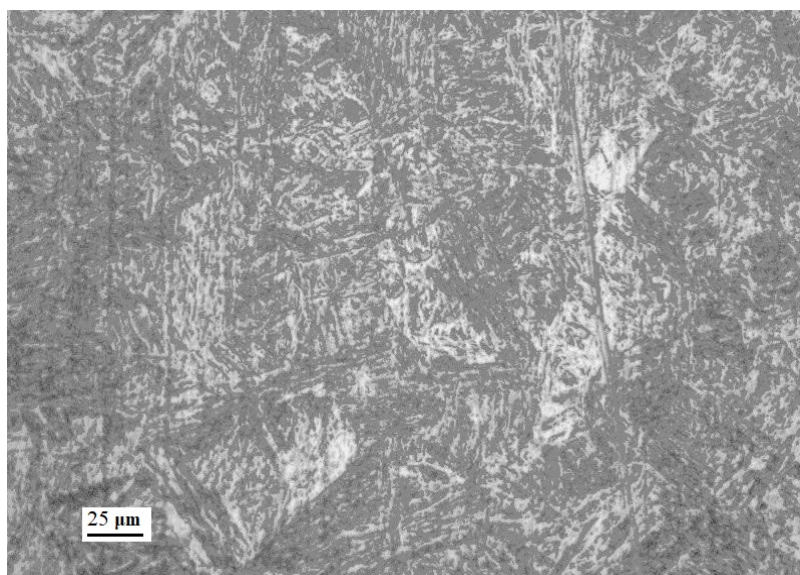


Рисунок 4.1 - Микроструктура стали 30ХГСН2А в донной части корпуса после термической обработки по режиму 9

Сравнительная оценка прокаливаемости, обеспечиваемой типовым и предлагаемым режимом закалки, выполнена методом пробных закалок на цилиндрических образцах диаметром 45 мм и длиной 120 мм. Образцы вырезались из центральной части прутка стали с выявленной зональной ликвацией.

При реализации предлагаемого режима закалки в масле установлена сквозная прокаливаемость в сечении, расположенном на середине длины образца. Структура в центре указанного сечения – 90 - 95% мартенсита при твердости 51-53 HRC. Данная структура с указанной твердостью формировалась при закалке по типовому режиму на глубине 14 - 16 мм. В центральной зоне образца твердость составляла 43 - 45 HRC и выявлена троостомартенситная структура.

Скорректированные режимы окончательной термической обработки предполагают уменьшение длительности выдержки при температуре закалки, снижение температуры отпуска до 210 °C и его длительности.

Уменьшение длительности выдержки при закалке приводит к уменьшению глубины развития обезуглероживания, что позволяет полностью избавляться от него при использовании припуска на механическую обработку равного 1 мм. При анализе влияния времени выдержки на прокаливаемость сталей с избытком азота следует учитывать два фактора. Снижение времени выдержки при закалке сохраняет большее количество нитридов марганца и хрома, что, с одной стороны, связывает азот и уменьшает активность диффузии углерода, что повышает прокаливаемость; с другой стороны, связывая марганец и хром, нитриды снижают прокаливаемость стали. Очевидно, что оптимальное с точки зрения прокаливаемости τ_3 должно обеспечивать целесообразное сочетание действия этих факторов, что и реализуется при $\tau_3 = 180$ мин.

Уменьшение температуры и длительности отпуска позволяет уменьшить степень распада мартенсита, это позволяет повысить твердость стали и скомпенсировать ее снижение, что может быть необходимо в случае проявления начальных стадий обезуглероживания в сталях с избытком азота, если сокращение τ_3 полностью предотвратит это не позволяет.

Таким образом, предложен скорректированный режим окончательной термической обработки корпусов, предусматривающий назначение сокращенного времени выдержки при температуре закалки (900 °C) - 180 минут и отпуск при температуре 210 °C в течении 180 минут. Данный режим обработки позволяет обеспечить требуемый уровень механических свойств стали даже при появлении

случаев неконтролируемой недостаточной зональной степени чистоты стали по азоту и легкоплавким примесям. Одновременно рекомендовано увеличение припуска на механическую обработку после предлагаемой термической обработки до 1 мм, что дополнительно гарантированно обеспечит получение необходимой поверхностной твердости. Требуемый уровень свойств стали может быть обеспечен также реализацией нагрева стали под закалку в вакууме.

4.1.2 Отработка режимов корректирующей термической обработки

Для ряда партий корпусов установлено формирование неудовлетворительных конечных свойств стали, что может быть связано с нерациональностью режимов или некорректностью проведения этапов технологического процесса (в нашем случае выплавки стали и получении деформированной заготовки, операций промежуточной и окончательной термической обработки). Поскольку деформированные заготовки поставляются разными предприятиями, то условия реализации предшествующих этапов технологического процесса могут сильно различаться.

В связи с этим проведена отработка возможных вариантов корректирующей термической обработки корпусов ПА из стали 30ХГСН2А для устранения их несоответствий по уровню механических свойств [236]. Исследования выполнены на корпусах, изготовленных из деформированных заготовок (горячекатаный прутки диаметром 236 - 238мм) производства трех поставщиков: ПАО «Надеждинский металлургический завод (г. Серов), ООО» ГК «Красный Октябрь» (г. Волгоград) и ПАО «Днепроспецсталь» (г. Запорожье). Химический состав стали 30ХГСН2А соответствует ГОСТ 4543 и составляет для разных плавок указанных производителей (масс. %): 0,27 - 0,30 С, 1,02 - 1,19 Мп, 0,90 - 1,05 Si, 0,94 - 1,02 Cr, 1,45 - 1,61Ni, 0,020 - 0,052 Мо, 0,18 - 0,20Cu, 0,004 - 0,017Ti, 0,002 - 0,01V, 0,005 - 0,017 S, 0,001 - 0,014P, 0,0078 - 0,01 N, 1,1 - 1,6 ppm H₂. Содержание углерода в стали всех исследованных плавок соответствует нижнему

интервалу допустимого уровня, что не способствует высоким показателям прокаливаемости и закаливаемости стали.

Финишный уровень механических свойств стали формируется на стадии окончательной термической обработки и по НД должен составлять: $\sigma_B \geq 1570$ МПа, $\delta \geq 8,0\%$, $\varphi \geq 35,0\%$, $KCU \geq 390$ кДж/м², $4440 \text{ МПа} \leq HB \leq 5000 \text{ МПа}$. На действующем производстве критерием допустимого качества корпусов после однократно проведенной окончательной термической обработки является получение твердости в требуемом интервале 4440 - 5000 МПа. Используется следующий типовый режим окончательной термической обработки корпусов: температура закалки 900 - 920 °С ± 10 °С (применяется четырехступенчатый нагрев), время выдержки при температуре закалки 180 - 200 минут, охлаждение в масле (с барботажем), температура последующего отпуска 210 - 270 °С, выдержка 180 - 240 минут, охлаждение на воздухе.

Первоначально исследовалась структура горячекатаных прутков в состоянии поставки (после отжига). В прутках отсутствовали ликвационный квадрат, подсадочная ликвация, подкорковые пузыри, общая и краевая пятнистая ликвация, межкристаллитные трещины. Центральная пористость и точечная неоднородность соответствуют 1 баллу. Размер зерна – 6 - 8 баллов, твердость HB – 1970 - 2480 МПа. При этом показатели структуры и твердости соответствуют требованиям НД. Поскольку прутки поставляются в обточенном состоянии, то поверхностный обезуглероженный слой отсутствует.

Проводилось исследование механических свойств продольных и поперечных образцов, вырезанных из горячекатаных прутков нескольких партий разных производителей. Образцы подвергнуты термической обработке по режиму: температура закалки 910 °С, охлаждение в масле, температура отпуска 280 °С, охлаждение на воздухе. Результаты исследований приведены в таблице 4.3. Из представленных данных следует, что значения получаемых после термической обработки механических свойств также соответствуют требованиям.

Таблица 4.3 - Значения механических свойств термически обработанных образцов, вырезанных из горячекатаных прутков стали 30ХГСН2А

Источник получения данных	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	φ , %	НВ, МПа	КСУ, кДж/м ²
Результаты по пруткам пяти плавок (поперечные образцы)	1575-1710	-	9,0-12,0	36,0-56,0	-	450-790
Требования НД (поперечные образцы)	≥ 1570	-	$\geq 5,0$	$\geq 28,0$	-	≥ 290
Результаты по пруткам пяти плавок (продольные образцы)	1580-1710	1430-1590	11,0-14,0	48,0-63,0	4440-4770	670-1090
Требования НД (продольные образцы)	≥ 1570	≥ 1375	$\geq 8,0$	$\geq 35,0$	≥ 4440	≥ 390

Несмотря на выявленное соответствие исходных заготовок требованиям НД по структуре и свойствам, установлены случаи получения пониженной твердости изготовленных из них корпусов ПА после окончательной термической обработки по типовому режиму и их разрушения при приемочных испытаниях или в

процессе эксплуатации. В этой связи, исследованы следующие варианты корректирующей термической обработки:

1 вариант – проведение окончательной термической обработки корпусов ПА с измененными условиями охлаждения при закалке. При этом реализовано: охлаждение в воде при закалке (режимы №1 и №2 табл. 4.4); использование в качестве охладителя 100% -го свежего масла или обновленного на 10% (режимы № 3 - 6, табл.4.4), увеличенная длительность пребывания изделий в масле при закалочном охлаждении (режимы № 8 - 10, табл.4.4). Режимы данного варианта направлены на создание условий для дополнительного повышения прокаливаемости и закаливаемости стали, а также исключения возможности ее самоотпуска при недостаточном времени выдержки в закалочном баке.

2 вариант – проведение повторной термической обработки, в том числе с применением нормализации (режим №4, №5 табл.4.6), закалки и однократного (режим №1, табл.4.6) или двух - трехкратного отпуска (режимы №2, №3 и №5, табл.4.6). Операции нормализации и закалки после первого цикла упрочняющей термической обработки предполагают получение однородной структуры при нагреве под последнюю закалку, более полный переход легирующих элементов и углерода в твердый раствор и повышение прокаливаемости и закаливаемости стали. Дополнительные циклы отпуска направлены на уменьшение количества остаточного аустенита в стали.

В рамках этих вариантов проведены исследования, в которых варьировались температура нагрева под закалку (T_z) и нормализацию (T_n) от 900 до 940 °С, время выдержки (τ_z и τ_n) при T_z и T_n от 120 до 200 минут, температура отпуска (T_o) от 175 до 280 °С, время выдержки (τ_o) при T_o изменялась в интервале 180 минут до 24 часов. Проводился также отпуск в вакуумной печи.

В таблице 4.4 приведены режимы термической обработки и значения достигаемой твердости после применения 1 варианта корректирующей обработки.

Таблица 4.4 - Режимы термической обработки и достигаемая твердость стали
30ХГСН2А

№ режима	Температурно-временные режимы термической обработки	Условия охлаждения при закалке	НВ партии корпусов после термообработки, МПа	Количество годных деталей по уровню твердости, %
1	$T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3=120$ мин, $T_0= 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0=180$ мин.	Охлаждение в воде	4880-5490	80*
2	Режим №1 + $T_0= 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0 =240$ мин, в вакууме	Охлаждение в воде	4580-5500	19
3	$T_3 = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3=120$ мин, $T_0= 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0 =180$ мин.	Охлаждение в 100% -ом свежем масле И-20А	4170-4880	33
4	$T_3 = 940\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3=120$ мин, $T_0= 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0 =180$ мин.	Охлаждение в 100%-ом свежем масле И-20А	3560-4560	50
5	$T_3 = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3=120$ мин, $T_0= 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0 =180$ мин.	Охлаждение в обновленном (на 10%) масле И-20А	4160-4970	54
6	$T_3 = 940\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3=120$ мин, $T_0= 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_0 =180$ мин.	Охлаждение в обновленном (на 10%) масле И-20А	3980-4340	56

Продолжение таблицы 4.4

№ режима	Температурно-временные режимы термической обработки	Условия охлаждения при закалке	НВ партии корпусов после термообработки, МПа	Количество годных деталей по уровню твердости, %
7	$T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 150$ мин, $T_o = 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин.	Время охлаждения в масле $\tau_m = 30$ мин.	4170-4960	50
8	$T_3 = 940\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 120$ мин, $T_o = 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин.	Время охлаждения в масле $\tau_m = 60$ мин.	4000-4840	63
9	$T_3 = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 120$ мин, $T_o = 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин.	Время охлаждения в масле $\tau_m = 90$ мин.	4260-4970	54
10	$T_3 = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 150$ мин, $T_o = 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин.	Время охлаждения в масле $\tau_m = 90$ мин	4250-4900	95
Примечание: * - брак обусловлен превышением допустимого максимального уровня твердости – 5000 МПа. Но даже при удовлетворительном уровне твердости 80 % корпусов, имеют место случаи их разрушения при испытаниях.				

Из данных, приведенных в таблице 4.4, следует, что резкая интенсификация скорости охлаждения при закалке позволяет достигать требуемый уровень твердости у 80% изделий, при этом остальные 20% имеют твердость превышающую максимально допустимое значение. Однако в ходе проведения

приемо-сдаточных испытаний ПА имеет место преждевременное разрушение корпусов, имеющих допустимый уровень твердости. Исследования показали, что в этом случае излом корпусов состоит из двух зон (рис.4.2) Первая зона – зона первичной трещины, имеет мелкозернистое строение излома темного цвета от попадания закалочной жидкости. Вторая зона - зона развития трещины в процессе испытаний, проходящая вдоль тела корпуса и имеющая характерный ориентированный «шеvronный узор», что делает возможным выявить очаг разрушения и направление развития трещины. Разрушение происходило от первичных трещин вдоль направления волокон. Характер излома хрупкий мелкокристаллический без металлургических дефектов. Причиной разрушения корпусов следует считать наличие первичных трещин, образовавшихся за счет высоких напряжений, возникших при слишком интенсивном охлаждении при закалке.



Рисунок 4.2 - Излом корпуса (термическая обработка по режиму №1, табл. 4.4)

Микроструктура стали корпусов представляет собой мартенсит отпуска (рис. 4.3). Как следует из данных таблицы 4.5 уровень свойств корпусов после обработки с закалкой в воде может не соответствовать НД по показателям пластичности.

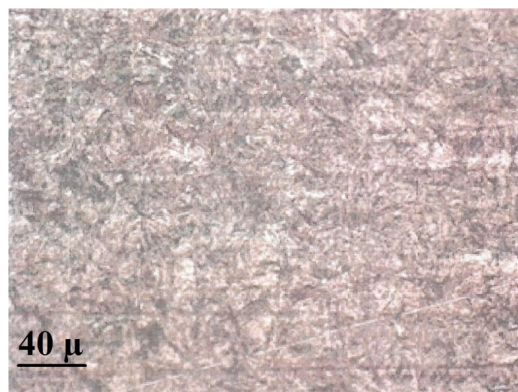


Рисунок 4.3 - Микроструктура стали 30ХГСН2А после термической обработки по режиму № 1 (табл.4.4)

Проведение дополнительного отпуска (режим №2, табл. 4.4) корпусов в вакууме не позволяет существенно исправить ситуацию и по твердости, и по случаям преждевременного разрушения.

Для качественного проведения операции заковки следует обеспечивать надлежащие показатели используемого масла. Требуется его периодическое обновление, так как постепенно масло приобретает повышенную вязкость. Согласно технологических инструкций, предусмотрено обновление масла на 10% после использования в течение месяца. Влияние такого обновления проверено в ходе исследований. Как следует из приведенных данных (таблица 4.4, режимы № 3-6, даже использование 100% - го свежего масла не позволяет обеспечить стабильность качества корпусов.

Таблица 4.5 - Значения механических свойств корпусов после термической обработки по режиму №1 (табл.4.4)

Свойства и требования	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	KCU, кДж/м ²	HB, МПа
Свойства пяти корпусов	1610-1760 (1610-1730)	8,0-12,0 (4,8-9,6)	21,0-47,0 (19,7-25,4)	430-620 (310-410)	4440-4770

Продолжение таблицы 4.5

Свойства и требования	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	КСУ, кДж/м ²	НВ, МПа
Требования НД	≥ 1570 (≥ 1570)	$\geq 8,0$ ($\geq 5,0$)	$\geq 35,0$ ($\geq 28,0$)	≥ 390 (≥ 290)	4440- 5000
Примечание: Значения без скобок соответствуют продольным образцам; значения в скобках – поперечным.					

Исследования влияния времени пребывания корпусов в закалочном баке показали, что увеличение этого времени до 90 минут при увеличении τ_z до 150 мин (режим №10, табл.4.4) позволяет существенно увеличить процент годных изделий по уровню твердости. Данный режим позволяет обеспечивать достаточно полное охлаждение изделий с необходимой скоростью.

Результаты исследований корректирующей термической обработки по второму варианту приведено в табл.4.6. Критерием допустимого качества корпусов после повторной окончательной термической обработки является получение твердости в интервале 4150 -5000 МПа.

Существенное улучшение ситуации в получении годных корпусов может быть достигнуто при реализации режима № 4. Режим предполагает проведение повторной термической обработки, включающей нормализацию, закалку и отпуск. Меньший позитивный эффект может быть достигнут в результате повторной обработки по режиму № 2, предполагающему проведение третьего длительного отпуска.

Таблица 4.6 - Режимы повторной термической обработки и достигаемая твердость стали 30ХГСН2А

№ режима	НВ партии корпусов перед последним этапом повторной термической обработки, МПа	Режим повторной термической обработки	НВ партии корпусов после повторной термической обработки, МПа	Количество годных деталей по уровню твердости, %
1	3540-4010	+T _з = 940 °С, τ _з = 200 мин, T _о = 200 °С, τ _о = 180 мин.	3560-4030	0
2	3560-4030	Режим №1 + T _о = 175 °С, τ _о = 24 ч.	3890-4680	50
3	3890-4100	Режим №2 + T _о = 175 °С, τ _о = 24 ч.	3900 - 4090	0
4	3300 -4130	T _н = 900 °С, τ _н = 180 мин. T _з = 900 °С, τ _з = 180 мин, T _о = 210 °С, τ _о = 180 мин.	3340-4630	80
5	3340 -4130	Режим №4 + T _з = 930 °С, τ _з = 180 мин. 1 отпуск: T _о = 210 °С, τ _о = 180 мин. 2 отпуск: T _о = 180-190 °С, τ _о = 180 мин.	3470-4100	0
Примечание: Последний этап повторной термообработки указан после знака «+».				

Таким образом, отработанные режимы корректирующей термической обработки могут существенно уменьшить количество корпусов, имеющих недопустимый уровень твердости и, в последствии, преждевременно

разрушающихся. Так режим окончательной термической обработки с увеличенными временем выдержки при температуре закалки 150 мин и временем пребывания изделий в масле при закалке не менее 90 мин позволяет увеличить количество годных изделий до 95% (в лучшем случае 50-63% при иных режимах). Режим повторной термической обработки, включающий нормализацию, закалку и отпуск при 210 °С, позволяет достигнуть требуемый уровень твердости у 80% изделий, имеющих неудовлетворительный уровень твердости после первой термической обработки.

4.2 Отработка режимов термической обработки штампованных заготовок из стали 14X17H2

Сталь 14X17H2 предназначена для производства рабочих лопаток, втулок, дисков и иных деталей крепежа, используемого и для ПА, эксплуатирующихся при невысоких температурах. Данная сталь мартенситно-ферритного класса после охлаждения из высокотемпературного состояния на воздухе содержит в структуре не менее 10% феррита (остальное мартенсит).

Химический состав стали приведен в таблице 4.7.

Таблица 4.7 – содержание легирующих элементов в стали 14X17H2 (ГОСТ 5632-72, масс. %)

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Ti	Cu
0,11-0,17	≤0,8	≤0,8	1,5-2,5	≤0,025	≤0,03	16-18	≤0,2	≤0,3

В подразделе 1.2.1 проанализированы сведения о том, как влияет δ-феррит на технологические свойства стали в процессе получения штампованных заготовок и поковок и значения свойств после окончательной термической обработки. В зависимости от его количества возможно различное влияние на деформируемость и свойства стали.

Получение из стали 14X17H2 штампованных заготовок выполнялось по

ОСТ 1 90176-75 «Штамповки из коррозионностойких, жаростойких и жаропрочных сталей и сплавов. Общие технические условия» [237]. Используемый интервал температур деформирования: начало штамповки – 1260°C, окончание - 900 °C; сечения размером до 350 мм рекомендуется охлаждать на воздухе.

Дефекты, которые возможны в изготавливаемых заготовках, подобны известным [238] – заков, центральная пористость, раскованное загрязнение, ковочный крест. Появление их (если качество исходного металла соответствует требованиям) вызвано превышением допустимой величины деформации сплава. Данное превышение может возникнуть из-за несоблюдения приемов и температурных режимов деформирования, неравномерности нагрева под деформацию. Для предотвращения деформационных дефектов в штамповках и поковках из стали 14X17H2 требуется реализовывать высокую равномерность деформации в теле заготовки, исключаящую локализацию напряжений и их недопустимое увеличение. Для этого рекомендовано применять невысокие единичные обжаты, использовать промежуточные подогревы заготовки в ходе деформации и др.

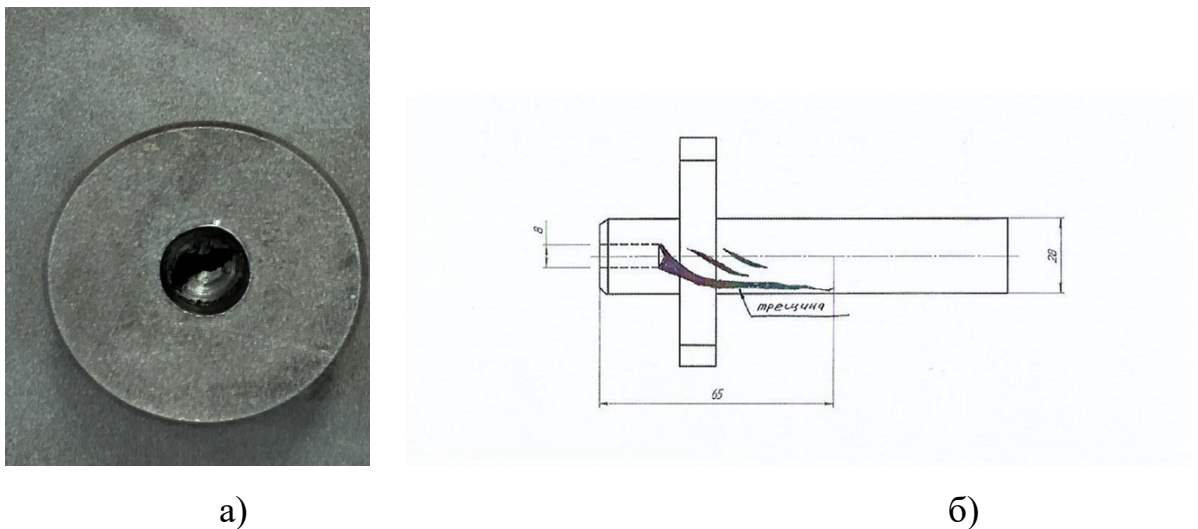
При надлежащем качестве штампованные заготовки далее механически обрабатываются. Требуемая обрабатываемость резанием достигается проведением отпуска: температура нагрева $690 \pm 10^0\text{C}$, выдержка 150 - 180 минут, последующее охлаждение на воздухе.

Для изделий из стали 14X17H2 проводится упрочняющая термическая обработка по режиму: закалка с $1030 \pm 10^0\text{C}$ (выдержка при температуре закалки 60 минут), охлаждение в масло. Температура отпуска - $640 \pm 10^0\text{C}$, длительность 135 минут, последующее охлаждение на воздухе. Достижимый уровень свойств: предел прочности 830-1030 МПа и твердость HRC 23 - 32.

После закалки по приведенным режимам в поковках довольно часто выявляются дефекты – трещины. Такой дефект в заготовке «фиксатор» показан на рис.4.5а, а на рис 4.5 б приведена схема расположения трещин после закалки. Для установления наличия трещин дополнительно применялся радиографический и

магнитопорошковый методы. Первый из них выявил размеры трещин: ширина до 8 мм, длина – до 45 мм.

На рис. 4.6 (а – $\times 500$, б – $\times 1500$) приведена микроструктура термически обработанной стали 14X17H2. Микроструктура стали - сорбит отпуска. Выявляются также участки структуры, где карбиды декорируют границы первичных зерен аустенита. Просматриваются также светлые области, являющиеся участками δ - феррита.



а) внешний вид; б) схема расположения

Рисунок 4.5 - Внешний вид и схема расположения закалочных трещин

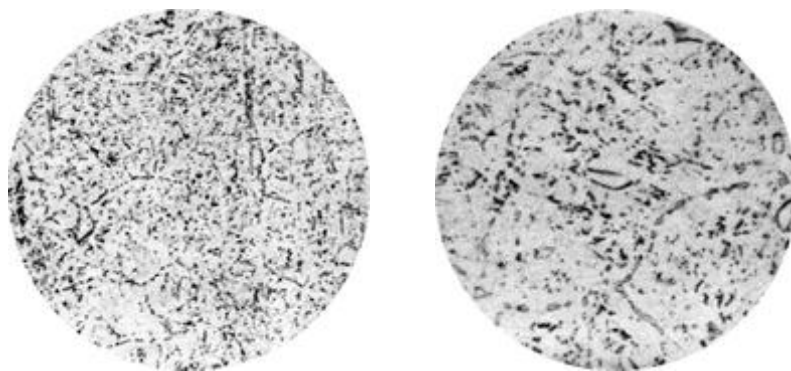


Рисунок 4.6 – Микроструктура термически обработанной стали 14X17H2

Проведены исследования, которые направлены на исключение возникновения закалочных трещин [29]. Учтено следующее:

- некоторое увеличение закалочной температуры обеспечит повышение доли δ -

феррита и снижение закалочных напряжений, что обусловлено пластичностью ферритной фазы;

- для снижения напряжений при закалке в стали 14X17H2 возможно охлаждение в масле заменить на охлаждение на воздухе, если достигается требуемый уровень свойств.

Применение первого из указанных подходов для поковок «фиксатора» позволило при закалке с повышенных температур (1040 - 1050 °С, охлаждение в масле) получать структуру стали, состоящую из светлых и сильно травящихся, темных областей. Темные области – мартенситная фаза; светлые - δ -феррит. В структуре присутствуют и карбиды, расположенные в теле зерна и на границах бывших аустенитных зерен. Количество δ -феррита больше на 15 – 20 %, чем его количество при закалке с 1030 °С. В этом случае трещины после закалки в поковках отсутствовали, а сталь имела твердость и предел прочности, соответствующие требованиям. Рекомендации о целесообразности увеличения температуры закалки с изменением параметров отпуска, что обеспечивает рост ударной вязкости стали, даны и в работе [30].

При реализации охлаждения поковки «фиксатора» с 1030 °С на воздухе также исключается образование трещин и достигаются необходимые свойства изделий. В ряде публикаций [239,240] рекомендовано применение нормализации при проведении термической обработки изделий из стали 14X17H2.

Таким образом, для исключения появления закалочных трещин при достижении необходимых свойств, рекомендовано сталь 14X17H2 закаливать в масле с повышенной температуры – 1040 - 1050 °С или использовать охлаждение на воздухе (при обеспечении прокаливаемости).

4.3 Формирование структуры и свойств комплекснолегированной стали ВКЛ-3 (12X2HBMЛ)

Для изготовления отливок деталей транспортостроения методами точного литья по выплавляемым моделям и в керамические формы по постоянным моделям находит широкое применение сталь ВКЛ-3 (12X2HBMЛ). Данная сталь

относится к мартенситному структурному классу и является сталью средней прочности, обладает удовлетворительной жидкотекучестью, не склонна к образованию трещин и имеет линейную усадку $\sim 2\%$.

Известно, что по химическому составу литейные стали близки к деформируемым (той же системы легирования), хотя содержание отдельных элементов (кремния, углерода и др.) может быть повышенным. Режимы же термической обработки литейных и деформируемых сталей часто не совпадают. Различия заключаются в проведении дополнительной предварительной термической обработки для литейных сталей, а также режимах окончательной термической обработки [241-244]. Последнее обусловлено сохраняющейся ликвационной неоднородностью литого состояния, что может обуславливать повышенную твердость литой стали [244-248]. Причем повышение твердости может носить локальный характер в зонах повышенного содержания отдельных элементов [249,250]. Тем более, что сталь ВКЛ-3 содержит в составе элементы весьма склонные к ликвации – углерод, вольфрам, молибден, хром, кремний. Различие в содержании элементов в разных участках сплава из-за дендритной и зональной ликвации может достигать 5% в зависимости от их содержания в стали. Для обеспечения требуемой пластичности и вязкости идут на повышение температуры отпуска по сравнению с деформируемой сталью идентичного состава [251,252]. Однако возможное понижение прочности при этом отрицательно сказывается на надежности и экономичности конструкций в целом. При этом отсутствуют исследования, опровергающие факт, что в отдельных локальных зонах отливки вязкость и в этом случае может не достигать требуемых значений.

В этой связи выполнены исследования закономерностей влияния изменения химического состава и режимов термической обработки на структуру и комплекс механических свойств стали ВКЛ-3 [253].

Выплавка стали проводилась в индукционной печи с основной футеровкой в вакууме. Механические свойства определялись по стандартным методикам на образцах, вырезанных из отдельно отлитых треновидных заготовок длиной 250

мм и наибольшим диаметром 60 мм (рис.4.7). Отливка заготовок проводилась в горячие керамические формы, заливка реализовывалась в рабочем пространстве печи при разливке стали. Химический состав стали определялся на спектрометре S5 Solaris CCD Plus.



Рисунок 4.7 - Трефовидные заготовки для последующего определения механических свойств

В таблице 4.8 приведено содержание легирующих элементов в стали ВКЛ 3, полученной в ходе типовых и экспериментальной плавки. Сталь типовых плавки содержит элементы в количествах, соответствующих НД.

Таблица 4.8 - Содержание легирующих элементов в стали ВКЛ 3 типовых и экспериментальной плавки (масс.%)

Элемент	Типовые плавки	Экспериментальная плавка
Углерод	0,09-0,16	0,15-0,16
Марганец	0,3-0,7	0,59-0,65
Хром	1,9-2,4	2,50-2,56
Кремний	0,2-0,6	0,77-0,95
Никель	0,8-1,2	2,11-2,20
Молибден	0,2-0,3	0,46-0,47
Вольфрам	1,00-1,40	1,00-1,05
Примечание: Содержание примесей: $S \leq 0,025$; $P \leq 0,025$; $Al \leq 0,08$; $Cu \leq 0,3$.		

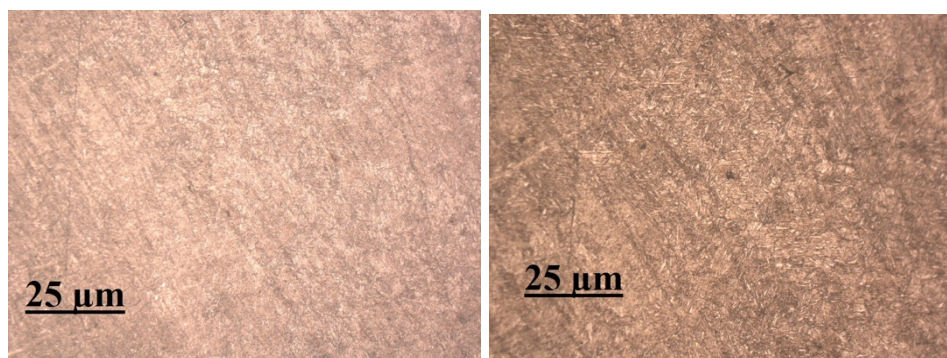
Сталь экспериментальной плавки имеет в составе повышенное содержание хрома, кремния, никеля и молибдена. Содержание углерода в ней соответствует максимально допустимому пределу.

Отлитые треновидные заготовки подвергались предварительной термической обработке по режиму: температура отжига $900 \pm 10^\circ\text{C}$, время выдержки 2 часа, охлаждение с печью до 680°C , далее на воздухе. Затем образцы для механических испытаний, вырезанные из заготовок, подвергались окончательной термической обработке по исследуемым режимам (таблица 4.9). Режим №1 является типовым и используется при термической обработке деталей. В режимах №2 и №3 назначались скорректированные температурные и временные параметры.

Таблица 4.9 – Исследуемые режимы термической обработки стали ВКЛ 3

№ режима термической обработки	Температура закалки, $^\circ\text{C}$	Время выдержки при температуре закалки, мин	Температура отпуска, $^\circ\text{C}$	Время выдержки при температуре отпуска, мин
1	900 ± 10	15	550 ± 10	40
2	900 ± 10	90	550 ± 10	140
3	880 ± 10	90	600 ± 10	140

На рисунке 4.8 и 4.9 приведены результаты исследования микроструктуры стали ВКЛ 3 экспериментальной плавки. В структуре стали поры либо отсутствуют, либо имеют допустимые размеры (рис 4.8). После закалки сталь имеет микроструктуру игольчатого мартенсита (рис. 4.9а), выявляются признаки дендритной ликвации (рис 4.9 б).

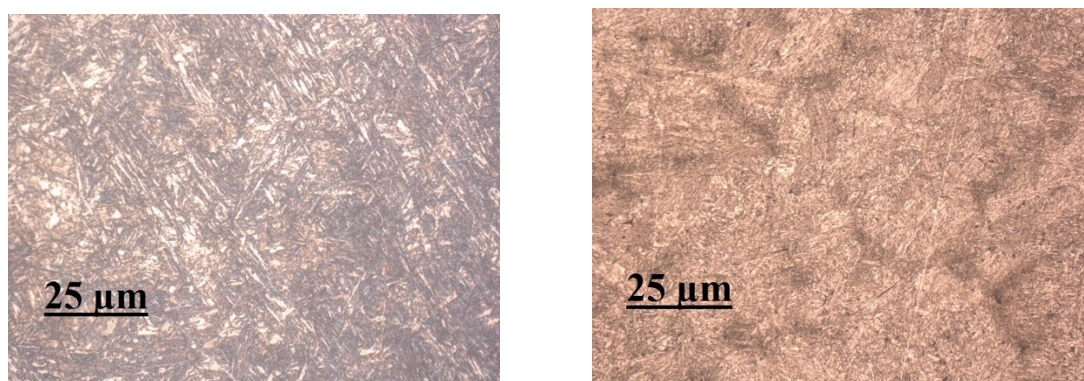


а)

б)

а) микроструктуру игольчатого мартенсита; б) признаки дендритной ликвации

Рисунок 4.8 - Микроструктура стали ВКЛ 3 экспериментальной плавки после окончательной термической обработки по режиму №1



а)

б)

а) закалка по режиму №1; б) закалка по режиму №3

Рисунок 4.9 - Микроструктура стали ВКЛ 3 экспериментальной плавки после закалки по режиму №1 и №3

В таблице 4.10 приведены результаты определения механических свойств.

Таблица 4.10 - Характеристики механических свойств стали ВКЛ 3

Режим термической обработки, плавка	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	КСУ, кДж/м ²	НВ, МПа
№1, типовая	1120 - 1250	9,0-11,0	31,0-41,0	450-675	3180- 3630
№1, экспериментальная	1390	8,0	19,5	250	4150
№2, экспериментальная	1310	6,0	8,5	250	4150
№3, экспериментальная	1010	9,5	32,0	270	3210
Требование НД	≥ 1000	$\geq 9,0$	$\geq 30,0$	≥ 400	2850-3880

В таблице 4.10 значения характеристик свойств для типовых плавок и термообработки (режим №1) приведены для партий деталей, прошедших контроль и признанных полностью годными. Вместе с тем, отдельные партии деталей имеют пониженный уровень характеристик пластичности и ударной вязкости и отбраковываются. Согласно отмеченному ранее, причиной этого является ликвационная неоднородность литой стали. Ранее указаны и существующие рекомендации по увеличению температуры отпуска, направленные на повышение пластичности и вязкости стали.

В нашей работе экспериментальная плавка стали ВКЛ 3 позволяет моделировать ликвационные зоны с повышенным содержанием ряда легирующих элементов, а проведением скорректированных режимов термической обработки проверяется возможность повышения пластичности и вязкости таких зон. Из данных таблицы 4.10 следует, что ни увеличение длительности выдержки при температурах закалки и отпуска, ни снижение температуры закалки, ни повышение температуры отпуска не исправляет ситуацию. Режим №3 позволяет достигать требуемый уровень характеристик пластичности и твердости, однако ударная вязкость остается неудовлетворительной.

Сопоставление химического состава партий типовых отливок из стали ВКЛ 3 показало, что отбраковывались по причине недопустимо низких значений пластичности и вязкости отливки, имеющие в составе стали количество легирующих элементов близкое к верхнему допустимому пределу их содержания. В тоже время отливки из стали с количеством легирующих элементов близким к нижнему допустимому пределу имели достаточный уровень пластичности и вязкости.

Таким образом, для получения отливок надлежащего качества необходимы технологические меры уменьшающие ликвационную неоднородность стали, в частности целесообразно поддерживать содержание легирующих элементов вблизи нижнего допустимого предела.

4.4 Выводы по главе

1. Проведена отработка режимов термической обработки для повышения уровня механических свойств стали 30ХГСН2А при негативном воздействии неконтролируемых примесей, в которых варьировалась температура закалки (T_3) в интервале 850 - 920 °С, время выдержки (τ_3) при температуре закалки в интервале 120 -180 минут, температура отпуска (T_0) назначалась 210 °С. Время выдержки при температуре отпуска (τ_0) изменялось в интервале 180 - 200 минут.

2. Предложен скорректированный режим окончательной термической обработки корпусов ПА из стали 30ХГСН2А, предусматривающий назначение сокращенного времени выдержки при температуре закалки (900 °С) - 180 минут и отпуск при температуре 210 °С в течении 180 минут. Данный режим обработки позволяет обеспечить требуемый уровень механических свойств стали даже при появлении случаев неконтролируемой недостаточной зональной степени чистоты стали по азоту и легкоплавким примесям.

3. Отработан и установлен режим, обеспечивающий достижение поверхностной твердости стали 30ХГСН2А в интервале 4150 - 5000 МПа при закалке в вакуумной печи по режиму: температура нагрева под закалку 900 °С, время выдержки при температуре закалки 360 минут, охлаждение в масле.

4. Даны рекомендации по увеличению припуска на механическую обработку корпусов из стали 30ХГСН2А до 1мм (ранее он составлял 0,4 - 0,7мм). Такой припуск дополнительно снижает вероятность нежелательного влияния обезуглероживания. При реализации вакуумной термической обработки величина зачистки составляет 0,2 - 0,3 мм.

5. Предложены варианты корректирующей термической обработки корпусов из стали 30ХГСН2А для дополнительного увеличения закаливаемости и прокаливаемости стали. Обработка, предусматривающая увеличение времени пребывания изделий в масле при закалке до значений не менее 90 мин позволяет обеспечить количество годных изделий в партии (отсутствуют при типовой обработке) до 95%. Режим повторной термической обработки, включающий

нормализацию, закалку и отпуск при 210 °С, позволяет достигнуть требуемый уровень твердости у 80% изделий, имеющих неудовлетворительный уровень твердости после первой термической обработки.

6. Даны рекомендации по режимам термической обработки стали 14X17H2 (увеличение температуры закалки и использование охлаждения на воздухе), предупреждающие появление закалочных трещин, и химическому составу стали ВКЛ-3 (поддержание содержания легирующих элементов на нижнем допустимом уровне), устраняющие негативное влияние ликвации легирующих элементов.

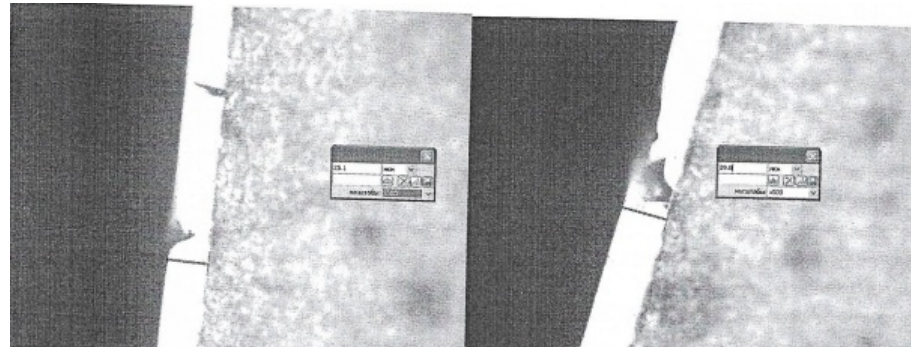
5 РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ШТОКОВ С ПОРШНЕМ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ ПОГЛОЩАЮЩИХ АППАРАТОВ

Как показал фрактографический анализ, выполненный (в подразделе 3.2), часто причиной разрушения ПА является разрушение хромового покрытия штока, образование задиров на внутренней поверхности корпуса и дальнейшее зарождение в области задира усталостной трещины. В этой связи целесообразно, во-первых, исследовать возможности повышения работоспособности хромового покрытия; во-вторых, исследовать перспективы замены процесса нанесения электролитического хромового покрытия на сталь 30ХГСН2А на более стабильные по обеспечению качества покрытий, экологически и канцерогенно чистые процессы поверхностного упрочнения штоков, например, термическое напыление (плазменное в варианте воздушно-плазменного напыления (APS) или сверхзвуковое газопламенное напыление в модификации HVOF) [254-260]. Выполнена отработка режимов нанесения покрытий методами APS и HVOF с оценкой параметров качества получаемых покрытий на стали 30ХГСН2А.

5.1 Исследование возможности снижения дефектности хромовых покрытий коррекцией режима обезводороживания

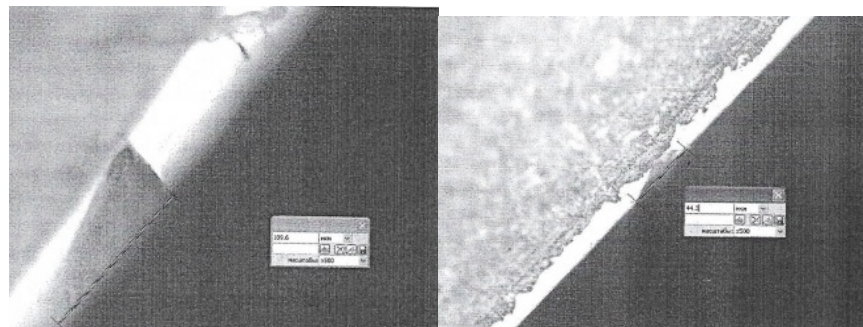
Предусмотренная технологическим процессом хромирования штоков из стали 30ХГСН2А операция обезводороживания (выдержка 120 - 180 минут при температуре 180 - 190 °С) представляется недостаточно полно реализующей процесс удаления водорода. Исследована коррекция режимов данной обработки в направлении увеличения длительности и температуры нагрева. Температура увеличена до значений 190 - 200 °С, а время выдержки до 300 - 360 минут. Исследования выполнены на образцах в виде муфт из стали 30ХГСН2А. Толщина хромового покрытия составляла 15 - 28 мкм. Дефектность покрытия оценивалась

по наличию дефектов в покрытии после проведения операций приготовления микрошлифов (вырезки, шлифования, полирования, травления). Микроструктура микрошлифов (использовалось увеличение $\times 500$) из образцов-муфт, прошедших типовое обезводороживание, приведена на рис. 5.1. Покрытие содержит большое количество дефектов: трещин (рис.5.1 а), сколов (рис.5.1 б, в, е), впадин (рис.5.1 г), пор (рис.5.1 д). Трещины могут доходить до основного металла и



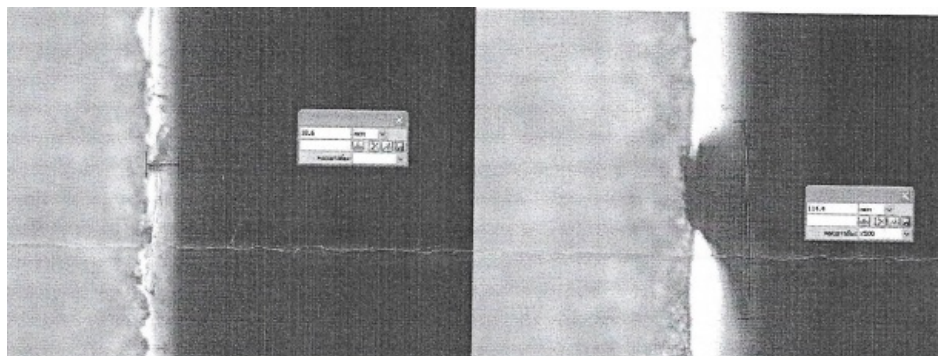
а)

б)



в)

г)



д)

е)

а) трещины покрытия; б), в), е) сколы на покрытии; г) впадины на покрытии; д) поры покрытия

Рисунок 5.1 - Микроструктура хромового покрытия

при использовании типового режима обезводороживания имеют ширину раскрытия 3,9 - 17мкм.

При аналогичных исследованиях покрытия на образцах, прошедших скорректированный режим обезводороживания, вышеуказанные дефекты не выявляются (рис.5.2).



Рисунок 5.2 - Микроструктура хромового покрытия при использовании скорректированного режима обезводороживания

Следует, однако, иметь в виду, что увеличение температуры и длительности обезводороживания не должно сопровождаться недопустимым снижением твердости и прочности стали за счет развития отпускных процессов.

5.2 Исследование процессов газотермического напыления покрытий

Для нанесения защитных износостойких покрытий плазменным методом и методом HVOF использована порошковая смесь ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 – смесь А (химический состав, вес. % - 85% карбида хрома, 15 % смеси, состоящей из 20% хрома и 80% никеля). Для реализации метода HVOF – смесь на основе карбида хрома – Cr_3C_2 – 20NiCr – смесь Б (химический состав, вес. % - 80 % карбида хрома, 15 % никеля и 5 % хрома), а также смесь WC – Co - Cr – 86/10/4 – смесь С (химический состав, вес. % - 86 % карбида вольфрама, 10% кобальта и 4 % хрома).

Перед нанесением покрытий поверхность образцов подвергалась обезжириванию, промывке и дробеструйной обработке не более чем за два часа

до начала нанесения. Покрытие наносилось в однослойном виде за один проход напыляющего устройства. Использована установка высокоскоростного и плазменного напыления HVP (производитель – компания GTV, Германия).

В процессе нанесения покрытий варьировались размер и форма частиц порошковых смесей, а также дистанция напыления. Общая характеристика исследуемых вариантов напыления приведена в табл.5.1

Таблица 5.1 - Варианты нанесения защитных износостойких покрытий на поверхность стали 30ХГСН2А

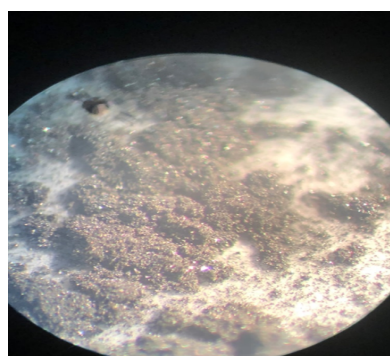
№ варианта нанесения покрытия	Порошковая смесь	Метод нанесения покрытия	Размер частиц порошка, мкм	Форма частиц порошка	Дистанция напыления, мм
1	А	APS	45-100	осколочная	120-140
2	А	APS	45-100	осколочная	80
3	А	APS	45-100	осколочная	60
4	А	HVOF	45-100	сферическая	120-140
5	А	HVOF	20-63	осколочная	270-300
6	А	HVOF	15-45	осколочная	270-300
7	А	HVOF	45-100	осколочная	270-300
8	А	HVOF	20-63	сферическая	270-300
9	А	HVOF	20-63	сферическая	230-260
10	Б	HVOF	20-45	сферическая	270-300
11	С	HVOF	20-45	осколочная	270-300
12	С	HVOF	15-45	сферическая	270-300

Режимы процессов газотермического напыления: при реализации APS-напряжение на дуге 30 - 35 В, сила тока 400 - 405 А, расход плазмообразующего газа (аргона) 30 - 35 л/мин, расход транспортирующего газа (аргона) 4,0 л/мин, линейная скорость вращения цилиндрического образца 10 - 12 м/мин, продольная

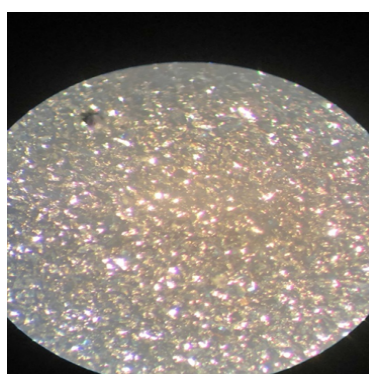
подача плазмотрона 300 мм/мин, расход порошка 10 - 25 г/мин; при реализации HVOF – расход кислорода 690 - 700 л/мин, расход керосина 18 - 19 л/мин, расход транспортирующего газа (аргона) 10 л/мин, скорость вращения цилиндрического образца 90 - 100 об/мин, продольная подача горелки 310 мм/мин, расход порошка 14 - 18 г/мин.

При проведении контроля качества нанесенных покрытий оценивались: внешний вид, толщина, прочность сцепления, микротвердость и пористость.

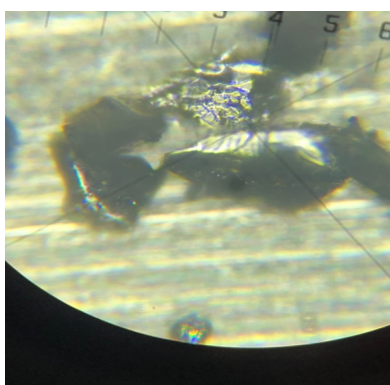
На рис. 5.1 и 5.2 приведены изображения напыляемых материалов с различными размерами и формой частиц порошковых смесей. Исследованы покрытия, полученные из смесей с осколочной (угловатой) (рис 5.1 - в, г) и сферической (рис.5.2) формой частиц.



а)



б)



в)



г)

а) размер частиц 15 - 45мкм; б) размер частиц – 20 - 63 мкм; в) осколочная форма частиц, размер частиц 15 - 45 мкм; г) осколочная форма частиц, размер частиц 20-63 мкм

Рисунок 5.1 - Напыляемый материал – порошковая смесь ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 (смесь А)

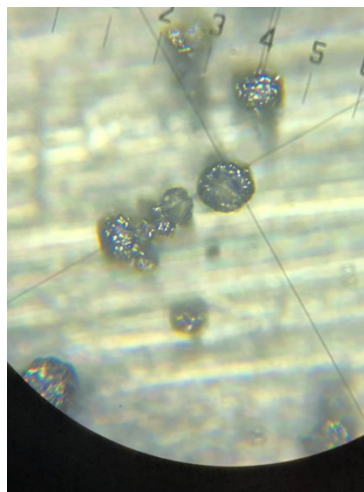


Рисунок 5.2 - Напыляемый материал - порошок смесь $\text{Cr}_3\text{C}_2 - 20\text{NiCr}$ (смесь Б). Сферическая форма частиц

Внешний вид образцов с нанесенными покрытиями, полученными по вариантам 2 и 3 (табл.5.1), показан на рис. 5.3.



а) по варианту 2; б) по варианту 3

Рисунок 5.3 - Внешний вид образцов с покрытиями, полученными по вариантам 2 и 3 табл. 3.1. Напыляемый материал - порошок смесь ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 (смесь А)

Результаты оценки показателей качества покрытий приведены в табл. 5.2. Анализ приведенных результатов показывает, что ряд вариантов (1, 5 - 7, 11) не позволяет обеспечить нанесения покрытий. Для всех таких вариантов характерна осколочная форма частиц порошковых смесей. Для случая реализации APS сформировать покрытия из порошков с осколочной формой частиц удастся при сокращенной дистанции напыления до 60 - 80 мм (варианты 2 и 3). Однако при дистанции 60 мм на покрытия выявляются цвета побежалости, что недопустимо. Варианты нанесения 2 – 4, 8, 10, 11 позволяют получать покрытия с надлежащими показателями качества. Для покрытий штоков поглощающих техническими условиями установлено: твердость покрытия не менее 8500 МПа, прочность сцепления $\tau_{сдв}$ не менее 40 МПа, пористость не более 10%.

Таблица 5.2 - Показатели качества защитных износостойких покрытий на поверхности стали 30ХГСН2А

№ Вар. нанесения покрытия	Внешний вид	Толщина, мкм	Прочность сцепления $\tau_{сдв}$, МПа	Микро- твердость, МПа	Пористость, %
1	Непокрытие поверхности напыляемым материалом	-	-	-	-
2	Дефекты поверхности покрытия не выявлены	80-100	80,0	9400- 10000	6-8
3	Неоднородн ый цвет покрытия	70-80	67,2	8700-9200	9-10
4	Дефекты поверхности покрытия не выявлены	100-110	144,0	9500- 10000	5-8

Продолжение таблицы 5.2

№ Вар. нанесения покрытия	Внешний вид	Толщина, мкм	Прочность сцепления $\tau_{сдв}$, МПа	Микро- твердость, МПа	Пористость, %
5	Непокрытие поверхности напыляемым материалом	-	-	-	-
6	Непокрытие поверхности напыляемым	-	-	-	-
7	Непокрытие поверхности напыляемым материалом	-	-	-	-
8	Дефекты поверхности покрытия не выявлены	15-18	95,5	9700-10500	0,8-1,5
9	Наличие отслоений покрытия	10-16	39,0	6500-7100	4,0-6,3
10	Дефекты поверхности покрытия не выявлены	15-16	110,0	9300-10000	0,8-1,7
11	Непокрытие поверхности напыляемым материалом	-	-	-	-

Продолжение таблицы 5.2

№ Вар. нанесения покрытия	Внешний вид	Толщина, мкм	Прочность сцепления $\tau_{сдв}$, МПа	Микро- твердость, МПа	Пористость, %
12	Дефекты поверхности покрытия не выявлены	16-19	85,5	11500-12100	1,8-2,0

По варианту обработки 8 за шесть проходов горелки получено покрытие толщиной 90 - 92 мкм представлено на рисунке 5.4. Прочность сцепления покрытия составила 82,5 МПа. Микротвердость и пористость соответствует данным табл.5.2 (вариант 8).

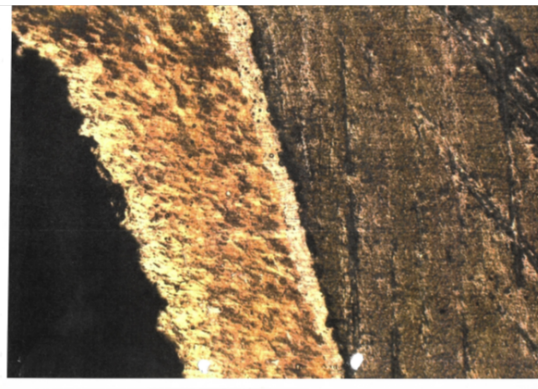
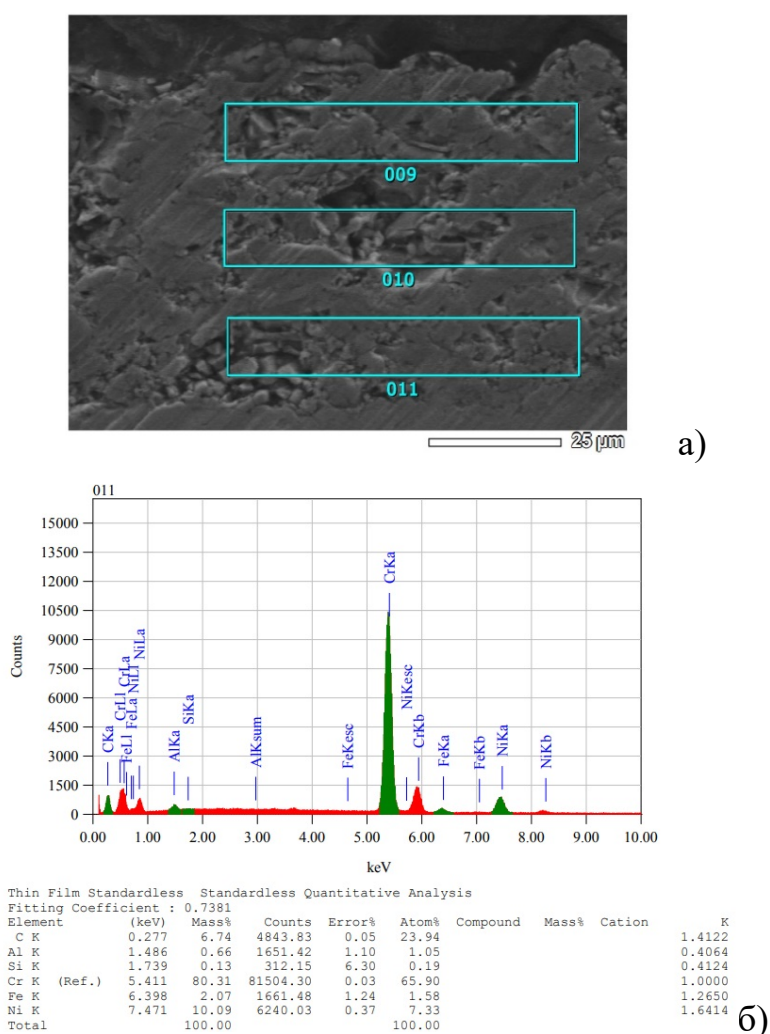


Рисунок 5.4 - Покрытие, полученное методом HVOF на стали 30ХГСН2А из порошковой смеси ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 (смесь А) по варианту 8

Вариант обработки 12 (табл.5.2, порошковая смесь WC – Co - Cr – 86/10/4 – смесь С) обеспечивает наибольшее значение микротвердости при достаточно высокой прочности сцепления покрытия с поверхностью. Выполнен рентгеновский фазовый анализ данного покрытия. На рентгенограмме выявлены интенсивные линии отражения от карбида WC и малые пики от карбида W₂C. Линии отражения от Co выявляются лишь на рентгенограммах, полученных с исходного порошка, на них же присутствуют линии отражения от карбида WC, но

отсутствуют линии отражения от карбида W_2C . Очевидно образование карбида W_2C происходит за счет обезуглероживания небольшой доли исходных карбидов WC при протекании HVOF процесса. Количество свободного кобальта в покрытии становится весьма малым за счет образования фаз типа Co_nW_mC .

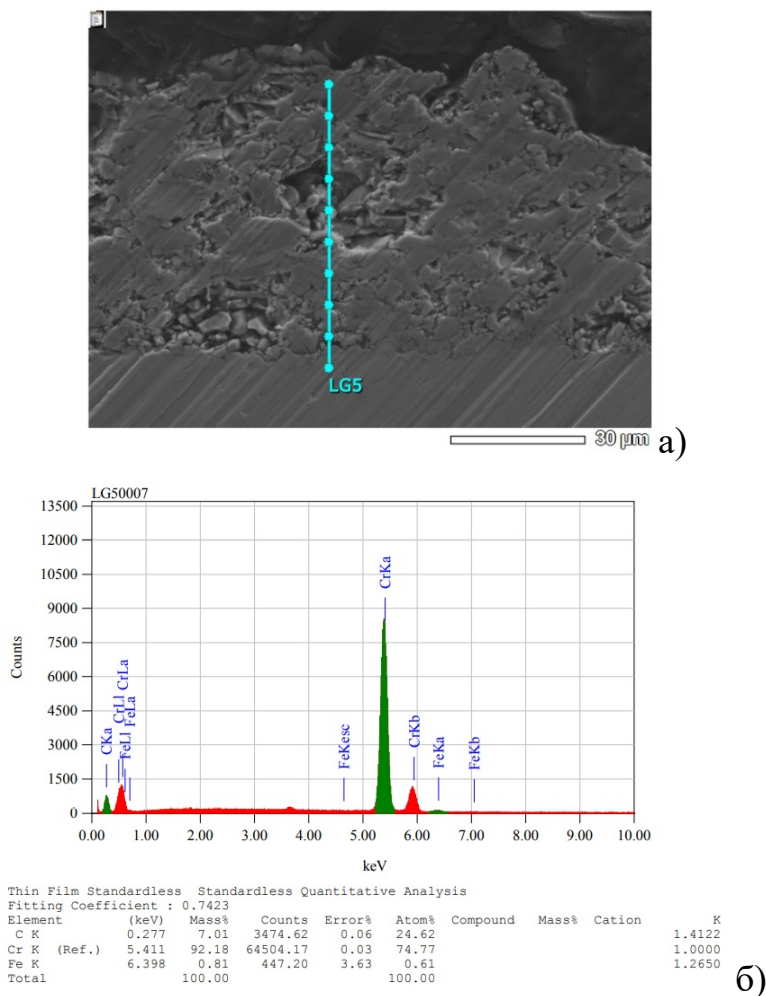
Выполнен микрорентгеноспектральный анализ по толщине покрытий, полученных по вариантам 2 и 12. Установлено, что в покрытии ПС – 85КдХ + 15Х20Н80, полученном методом APS, присутствуют карбиды сложной формы, расположенные в хромово-никелевой связке (см. рис. 5.5).



а) микроструктура покрытия; б) микрорентгеновский спектр и химический состав области 011

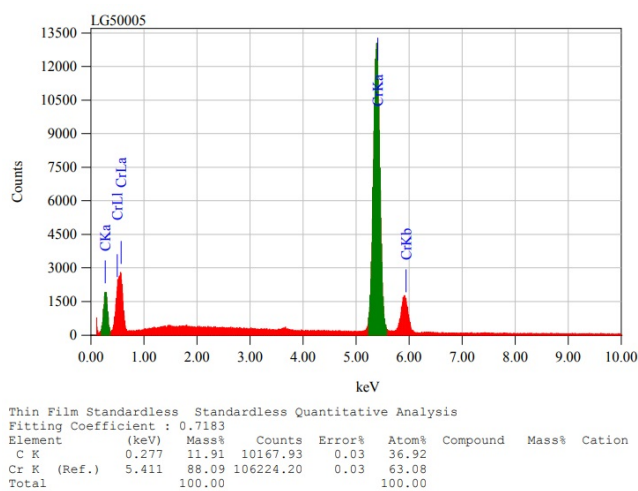
Рисунок 5.5 – Микроструктура, микрорентгеновский спектр и химический состав области 011 покрытия ПС – 85КдХ + 15Х20Н80

Выявлено наличие карбидов двух стехиометрических составов – Cr_7C_3 , химический состав ат. % - 74,77 Cr; 24,62 C (рис. 5.6 а – восьмая точка снизу на линии LG5; рис.5.6 б) и Cr_3C_2 , химический состав ат. % - 63,08 Cr; 36,92 C приведено на рисунке 5.6 а – шестая точка снизу на линии LG5; представлена на рисунке 5.6 в). Распределение химических элементов по глубине покрытия представлено на рисунке 5.7.



а) микроструктура покрытия; б) микрорентгеновский спектр и химический состав в восьмой точке

Рисунок 5.6 – Микроструктура, микрорентгеновский спектр и химический состав в восьмой снизу и шестой снизу точках на линии LG5, покрытия ПС – 85КдХ + 15Х20Н80



в)

в) микрорентгеновский спектр и химический состав в шестой точке

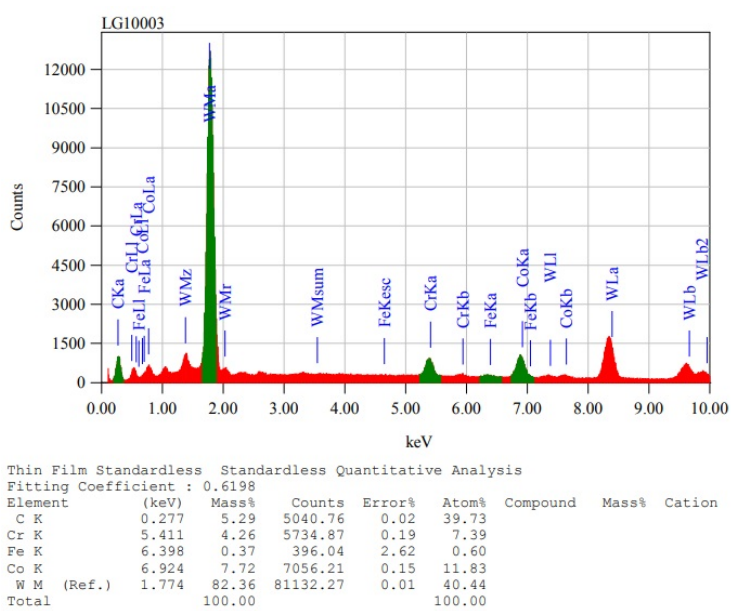
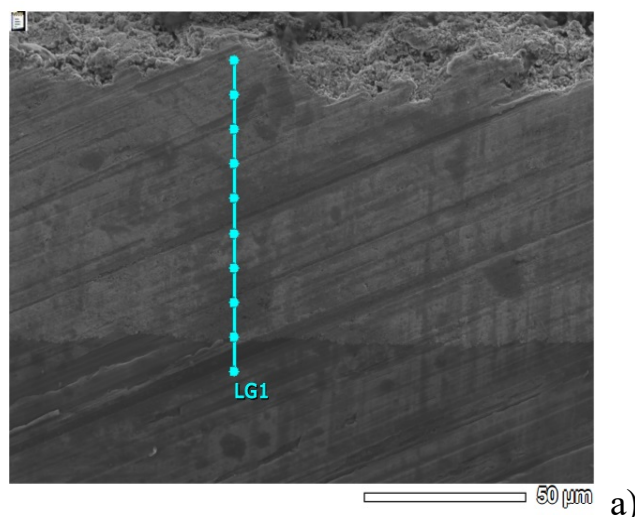
Рисунок 5.6 – Микроструктура, микрорентгеновский спектр и химический состав в восьмой снизу и шестой снизу точках на линии LG5, покрытия ПС – 85К_дX + 15X20H80



Рисунок 5.7 – Распределение химических элементов по глубине покрытия ПС85К_дX+15X20H80

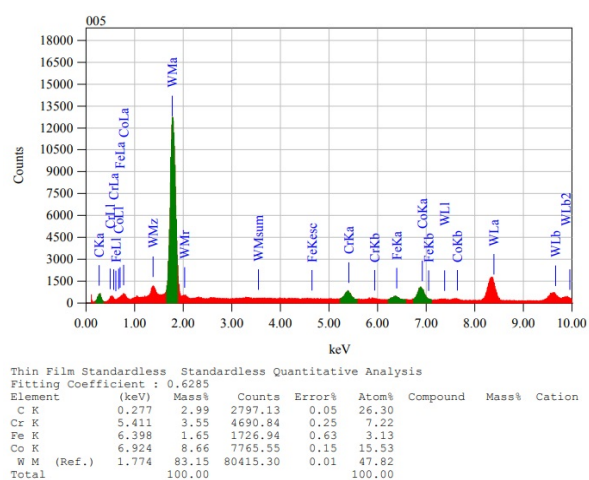
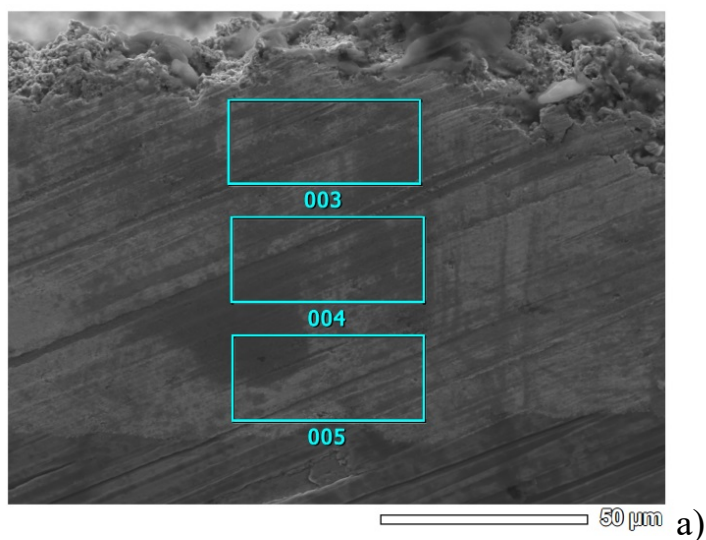
В покрытии WC – Co- Cr – 86/10/4, полученном методом HVOF, присутствуют карбиды WC (основное количество), химический состав ат. % - 40,44 W; 39,73 C (рис.5.8а - четвертая точка снизу на линии LG1; рис.5.8 б)) и W₂C (незначительное количество), химический состав ат. % - 47,82W; 26,33C (рис.5.9, область 005). Карбиды W₂C присутствуют в покрытии до толщины ~ 20мкм от основы, а далее установлено наличие только карбидов WC. На середине толщины покрытия (~ 40мкм от поверхности) выявлены зоны с пониженным

содержанием кобальта и хрома (рисунок 5.10). Содержание кобальта здесь составляет 1,79 масс. %, а хрома – 0,45 масс. %, тогда как в других зонах покрытия их содержание составляет Co 5,7 - 9,59 масс. % и Cr 1,01 - 6,83 масс. %. При этом максимальное содержание кобальта выявлено в зоне покрытия близкой к основе, а хрома в приповерхностной зоне (рисунок 5.10).



а) микроструктура покрытия; б) микрорентгеновский спектр и химический состав

Рисунок 5.8 – Микроструктура, микрорентгеновский спектр и химический состав, в точке четвертой снизу на линии LG1, покрытия WC – Co - Cr – 86/10/4



а) микроструктура покрытия; б) микрорентгеновский спектр и химический состав

Рисунок 5.9 – Микроструктура, микрорентгеновский спектр и химический состав области 005, покрытия WC – Co - Cr – 86/10/4



Рисунок 5.10 – Распределение химических элементов по глубине покрытия WC-Co-Cr-86/10/4

5.3 Выводы по главе

1. Предложен режим обезводороживания наносимых на сталь гальванических хромовых покрытий (температура 190 - 200 °С, время выдержки 300-360 минут), снижающий их склонность к образованию дефектов при механических воздействиях.

2. Отработаны варианты воздушно-плазменного напыления (APS) и сверхзвукового газопламенного напыления в модификации HVOF износостойких покрытий на сталь 30ХГСН2А, удовлетворяющих требованиям к покрытиям штоков (твердость не менее 8500 МПа, прочность сцепления $\tau_{сдв}$ не менее 40МПа, пористость не более 10%).

При использовании порошковой смеси ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 и метода APS получено покрытие с микротвердостью 9500 - 10000 МПа, прочностью сцепления $\tau_{сдв}$ 114,0 МПа и пористостью 5 - 8%. Выявлено наличие карбидов двух стехиометрических составов – Cr_7C_3 и Cr_3C_2 . При реализации метода HVOF сформировано покрытие с микротвердостью 9700 - 10500 МПа, прочностью сцепления $\tau_{сдв}$ 95,5 МПа и пористостью 0,8-1,5%.

При использовании порошковой смеси Cr_3C_2 – 20NiCr и метода HVOF получено покрытие с микротвердостью 9300 - 10000 МПа, прочностью сцепления $\tau_{сдв}$ 110,0 МПа и пористостью 0,8 - 1,7 %.

При использовании порошковой смеси WC – Co - Cr – 86/10/4 и метода HVOF получено покрытие с микротвердостью 11500-12100 МПа, прочностью сцепления $\tau_{сдв}$ 85,5 МПа и пористостью 1,8 - 2,0 %. Фазовый состав покрытия представлен карбидами WC (основа) и W_2C .

6 РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОГО И ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ШТОКОВ И ПОРШНЕЙ ДЕМПФЕРОВ АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

6.1 Анализ особенностей технологии изготовления штоков и поршней из сплава BT22. Устранение возникающих несоответствий по качеству изделий

Технология изготовления штоков и поршней из титанового сплава BT22 представляет собой многоэтапный комбинированный процесс воздействия на состояние, структуру и свойства сплава. На этапе термического упрочнения особо следует выделить такие стадии процесса как подготовительная стадия, термическая обработка по схеме двухступенчатого отжига и контроль качества изделий после термообработки. В условиях ОАО «АВИААГРЕГАТ» термическая обработка изделий из титановых сплавов реализуется либо по варианту обработки в контейнерах с подачей аргона (вариант №1), либо в варианте обработки в вакуумной печи (вариант № 2).

Температурно-временные режимы двухступенчатого отжига при обработке по обоим вариантам практически одинаковы: подогрев до 650 °С, выдержка 60 мин.; нагрев до 830 °С, выдержка 60 мин.; охлаждение в печи до 750 °С, выдержка 180 мин.; охлаждение (вариант №1 в контейнере с подачей аргона на воздухе под вентилятором, вариант №2 в среде аргон-гелий); нагрев до 600 °С, выдержка 240 мин., охлаждение (вариант №1 в контейнере с подачей аргона на воздухе, вариант №2 в среде аргон-гелий).

Заготовки из сплава BT22 поставляются на предприятие в виде горячекатанных прутков.

Сравнение используемых вариантов термической обработки выполнено на основании анализа случаев получения после нее несоответствий по уровню механических свойств за период с 2016г. Так при проведении термической

обработки в контейнерах с подачей аргона установлены случаи получения значений предела прочности сплава ниже требуемых по НД представлены в таблице 6.1.

Таблица 6.1 - Значения механических свойств штоков из сплава ВТ22 с пониженной прочностью

Вариант обработки	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	KCU, кДж/м ²
Двухступенчатый отжига по варианту №1	1030-1060	20,0-22,0	63,4-64,0	580-640
Требование НД	1100-1300	$\geq 6,0$	$\geq 16,0$	≥ 250

Выполнены исследования с целью выявления причин появления случаев пониженной прочности и разработки режима повторной термической обработки для получения заданного уровня предела прочности сплава.

На первом этапе исследований проведена оценка соответствия требованиям поставляемых горячекатанных прутков (той же плавки, что и прутки, из которых получены изделия с пониженной прочностью). Вырезанные в продольном направлении заготовки образцов подвергались двухступенчатому отжигу по режиму: нагрев 820 °С, выдержка 60 мин.; охлаждение в печи до 760 °С, выдержка 180 мин.; охлаждение на воздухе; нагрев до 590 °С, выдержка 240 мин., охлаждение на воздухе. Результаты испытаний образцов приведены в табл.6.2.

Таблица 6.2 - Значения механических свойств термически обработанных образцов, вырезанных из горячекатаного прутка сплава ВТ22

Вариант обработки	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	НВ на пов., МПа	KCU, кДж/м ²
Двухступенчатый отжиг	1160-1170	18,0-19,2	61,0-60,2	3420- 3470	330

Продолжение таблицы 6.2

Вариант обработки	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	НВ на поверхности, МПа	КСУ, кДж/м ²
Требование НД	1100-1250	$\geq 10,0$	$\geq 30,0$	2850-3880	≥ 300

Как видно из представленных данных, свойства прутков отвечают требованиям НД. Макроструктура сплава соответствует 3 баллу, микроструктура – 1 баллу, что также совпадает с требованиями (оценка выполнялась по инструкции “Металлографический анализ титановых сплавов”, разработанной ВИАМ).

На втором этапе исследований проанализированы структурно-фазовые изменения, протекающие в сплаве при отжиге. Уровень прочностных свойств, формируемый в сплаве ВТ22 при двухступенчатом отжиге штоков и поршней, во многом определяется скоростью охлаждения сплава с температуры 750 °С на первой ступени. После стабилизации структуры вблизи температуры $(\alpha+\beta) \leftrightarrow \beta$ перехода при температуре 750 °С формируется структура заданного фазового состава. При этой температуре β - фаза в сплаве ВТ22 имеет высокую стабильность и фиксируется в неравновесном состоянии при охлаждении на воздухе. При выдержке на второй ступени (600 °С) происходит распад метастабильной фазы и дополнительное упрочнение. Однако при реализации обработки в варианте №1 охлаждение происходит в контейнере, в котором изделия засыпаны титановой стружкой. Охлаждение крайне неравномерно по разным деталям (расположенным в центре контейнера и вблизи его стенок). В деталях, охлажденных замедленно, упрочнение снижается и предел прочности может не достигать требуемого уровня.

Предложен режим повторной термической обработки для исправления пониженного уровня прочности штоков и поршней после первого отжига. Режим предполагает: подогрев до 650 °С, выдержка 60 мин.; нагрев до 750 °С, выдержка 180 мин.; охлаждение в контейнере с подачей аргона на воздухе под

вентилятором; нагрев до 570 °С, выдержка 240 мин., охлаждение в контейнере с подачей аргона на воздухе.

Повторная выдержка при температуре 750 °С позволяет получить более стабильную и устойчивую к распаду при охлаждении структуру, а более низкая температура второй ступени приводит к распаду метастабильной β - фазы с образованием дисперсных частиц, что приводит к повышенной прочности сплава.

В таблице 6.3. приведены результаты оценки свойств штоков после повторной термической обработки. Уровень свойств соответствует требованиям НД.

Таблица 6.3 - Значения механических свойств штоков из сплава ВТ22 после повторной термической обработки

Вариант обработки	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	КСУ, кДж/м ²
Повторная термическая обработка в контейнерах с аргоном	1200-1210	12,0-12,4	36,5-39,4	410-490
Требование НД	1100-1300	$\geq 6,0$	$\geq 16,0$	≥ 250

Следует отметить, что при реализации термической обработки по варианту № 2, ситуации с недостаточной прочностью штоков не возникает. В этом варианте охлаждение сплава после первой ступени отжига проводится в среде аргона, что обеспечивает достаточную скорость охлаждения.

В качестве преимуществ термической обработки по варианту № 2 следует считать также не столь трудоемкую и более экологически чистую подготовительную стадию. Здесь не требуется подготовки контейнеров с обезжириванием ацетоном и прогревом при 350 °С, а также набивки титановой стружки при загрузке изделий в контейнер.

На этапе поверхностного упрочнения штоков и поршней из титанового сплава BT22 в существующих технологических процессах реализуется нанесение двух типов покрытий – хромового и бронзового. Тип покрытия определяется условиями работы изделия, а также материалом, в контакте с которым работает шток и поршень. В ГД авиационного назначения, представленного на рисунке 1.3, шток, испытывающий значительные нагрузки (до 9300 Н), подвергается хромированию и работает в паре с термически упрочненной бронзой БрАЖН 10-4-4 с твердостью HB 2200 - 2700 МПа, подвергнутой далее химической пассивации (вставки в корпус демпфера). Поршень, не испытывающий существенных внешних нагрузок при отсутствии прижимных сдвигающих усилий по покрытию, подвергается бронзированию и работает он в паре с анодированным алюминиевым сплавом АК6Т1, из которого изготовлен корпус. Сплав после термической обработки имеет твердость HB 950 - 1300 МПа, далее проводится анодирование внутренней поверхности корпуса.

Проблемы, возникающие с гальваническим хромовым покрытием, изложены в разделе 3 диссертации и в данном разделе выполнена отработка режимов нанесения на штоки из сплава BT22 иных покрытий методами APS и HVOF. Бронзирование в существующем технологическом процессе выполняется по заказу вне предприятия ОАО «АВИААГРЕГАТ» методом APS на установке УПУ-8М. В этой связи, решалась задача реализации нанесения бронзового покрытия на установке высокоскоростного и плазменного напыления HVP (производитель – компания GTV, Германия) в ОАО «АВИААГРЕГАТ». Известно, что каждый тип установки для термического напыления имеет свои оптимальные режимы процесса и перенос режимов с установок другого типа и производителя не эффективен [261-263]. Кроме того, в работе исследована возможность применения лазерного поверхностного легирования титана.

6.2 Отработка режимов поверхностной обработки штоков и поршней демпферов авиационного назначения

Для нанесения защитных износостойких покрытий на образцы из сплава BT22 методом HVOF использована порошковая смесь WC – Co - Cr – 86/10/4 (химический состав, вес.% : 86% карбида вольфрама, 10% кобальта и 4% хрома). Методические вопросы подготовки поверхности и самого процесса напыления покрытия изложены в разделе 5. Дистанция напыления составляла 270 - 300 мм, использовалась порошковая смесь с размером сферических частиц 20 - 45 мкм.

В таблице 6.4 приведены характеристики полученного покрытия.

Таблица 6.4 - Показатели качества покрытия WC-Co-Cr на поверхности сплава BT22

Метод нанесения покрытия	Внешний вид	Толщина, мкм	Прочность сцепления $\tau_{сдв}$, МПа	Микротвердость, МПа	Пористость, %
HVOF	Дефекты поверхность и покрытия не выявлены	16-20	80,2	11200-12000	1,6 -1.9

Как видно из представленных данных, полученное покрытие имеет достаточно высокие характеристики прочности сцепления, микротвердости и небольшую пористость. В работе [264] показаны возможности применения газотермических покрытий титановых сплавов, в том числе и WC/Co/Cr, на деталях шасси авиационной техники. Авторами этой работы выполнены испытания на адгезионную прочность, малоцикловую усталость, копровые и коррозионные испытания, которые позволили рекомендовать газотермические покрытия, как заменяющие хромирование, для производственных испытаний. Авторы подчеркивают, что свойства и работоспособность таких покрытий

определяются технологией их нанесения: подготовкой поверхности, стабильностью состава порошков, гранулометрическим составом, отсутствием перегрева.

Совместное рассмотрение полученных нами и литературных данных позволяет рекомендовать к применению газопламенные покрытия и для поршней и штоков демпферов.

Если требуется получение покрытий на титановых сплавах меньшей твердости, то может быть использована порошковая смесь ПС – 85КдХ + 15Х20Н80. Химический состав - вес. % - 85% карбида хрома, 15 % смеси, состоящей из 20% хрома и 80% никеля, сферическая форма частиц размерами 45 - 100 мкм. Для напыления использован метод APS, дистанция напыления 120-140 мм. Другие параметры процесса напыления приведены в главе 5.

В таблице 6.5 приведены характеристики полученного покрытия.

Таблица 6.5 - Показатели качества покрытия 85КдХ +15Х20Н80 на поверхности сплава ВТ22

Метод нанесения покрытия	Внешний вид	Толщина, мкм	Прочность сцепления $\tau_{сдв}$, МПа	Микро-твердость, МПа	Пористость, %
APS	Дефекты поверхности покрытия не выявлены	95-100	104,0	9300-9800	5-7

Характеристика покрытия, как следует из данных таблицы, соответствуют требованиям к износостойким покрытиям штоков и поршней демпферов (твердость покрытия не менее 8500 МПа, прочность сцепления $\tau_{сдв}$ не менее 40МПа, пористость не более 10%).

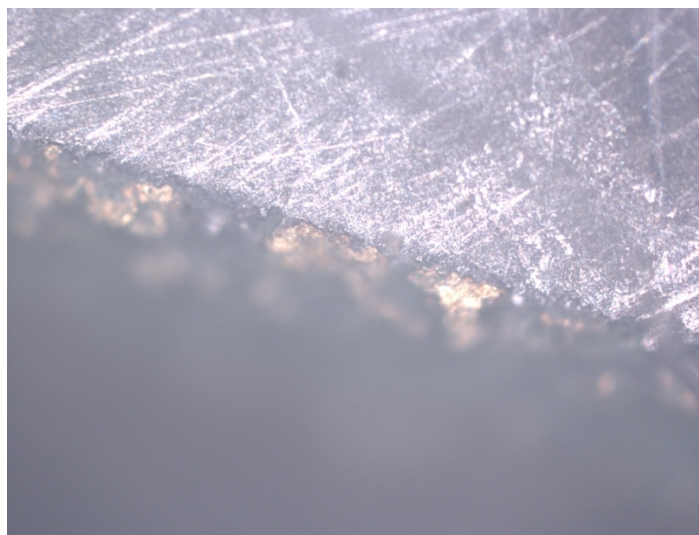
Выполнены исследования процесса нанесения антифрикционного бронзового покрытия на сплав ВТ22 методом APS на установке напыления GTV.

Реализованы два варианта формирования покрытия: №1 – нанесение бронзового покрытия непосредственно на поверхность сплава ВТ22; №2 – нанесение бронзового покрытия с использованием подслоя. При проведении напыления использован порошок ПР - БрА9 (фракция 40 - 100мкм) химического состава (вес. %): 9,2Al; 0,11Fe; 0,1Zn; 0,1Si; Pb, Sn, Sb, P 0,05 каждого; остальное Cu. Порошок получен методом распыления, форма частиц – сферическая.

При реализации варианта №2 для напыления подслоя использован порошок ПН75Ю23В (ВКНА) фракции 40-100 мкм и химического состава (вес. %): 23,8 Al; 2,57Cr; 1,1W; 0,82Co; 0,58Mo; 0,36Ti; 0,1Fe; 0,1Ca; 0,046C; 0,015P; 0,014S; остальное Ni. Порошок получен методом восстановления, форма частиц – округлая [265].

Вопросы подготовки поверхности и основные режимы процесса напыления приведены в разделе 5 диссертации. Использована струйно-абразивная обработка, обеспечивающая высоту микронесплошностей – R_z 20 - 40 мкм. Напряжение на дуге плазмотрона составляло 28-30 В, дистанция напыления - 80 - 100 мм.

На рисунке 6.1 приведена микроструктура покрытия, полученного по двум вариантам его нанесения.



а)

а) вариант нанесения №1 - без подслоя

Рисунок 6.1 - Микроструктура покрытия на поверхности сплава ВТ22



б)

б) вариант нанесения №2 - с подслоем ВКНА

Рисунок 6.1 - Микроструктура покрытия на поверхности сплава BT22

Толщина подслоя ВКНА составляет порядка 100мкм, покрытия бронзы – до 400 мкм.

Таблица 6.6 - Показатели качества покрытий при бронзировании сплава BT22

Вид покрытия	Внешний вид	Толщина, мкм	Прочность сцепления $\tau_{сдв}$, МПа	Микротвердость, МПа	Пористость, %
ПР- БрА9 без подслоя	Дефекты поверхности покрытия не выявлены	250-300	20-30	1500-1800	4-5

Продолжение таблицы 6.6

Вид покрытия	Внешний вид	Толщина, мкм	Прочность сцепления $\tau_{сдв}$, МПа	Микротвердость, МПа	Пористость, %
ВКНА	Дефекты поверхность и покрытия не выявлены	95-110	100-110	3800-4200	5-7
ПР-БрА9 с подслоем ВКНА	Дефекты поверхность и покрытия не выявлены	345- 500 (покрытие с подслоем)	70-80 (сдвиг по подслою ВКНА)	1550-1800 (слой БрА9)	5-7

Как видно из приведенных данных, предлагаемые режимы плазменного напыления позволяют получать на установке GTV бронзовое покрытие с характеристиками, удовлетворяющими требованиям НД (прочность сцепления $\tau_{сдв}$ не менее 30 МПа, пористость 0,5 - 10%), при бронзировании с подслоем ВКНА. Нанесение слоя бронзы без подслоя не обеспечивает требуемый уровень прочности сцепления.

Среди процессов получения на поверхности титана и его сплавов поверхностных слоев и покрытий с особыми характеристиками свойств лазерное поверхностное легирование (ЛПЛ) с привлечением широкого набора легирующих элементов является весьма перспективным. Возможности ЛПЛ и нерешенные в этой области задачи проанализированы в главе 1 диссертации.

Формирование на титане поверхностных слоев на основе сплавов системы титан – медь позволяет обеспечить повышенные твердость, износостойкость и жаростойкость поверхности [266, 267]. Такие свойства обусловлены высокой износостойкостью и низкой теплопроводностью купридов титана, что делает их

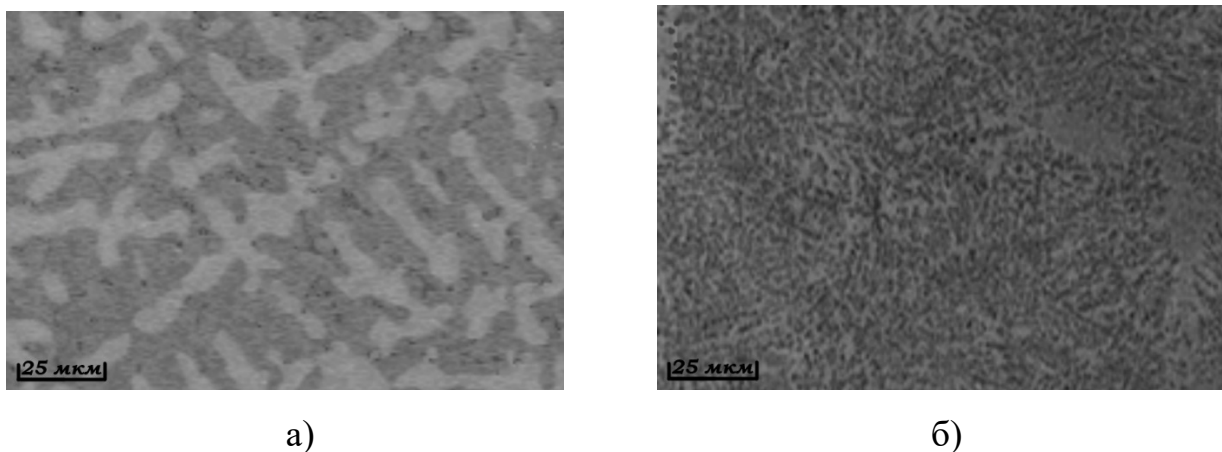
перспективными для применения в составе термобарьерных и износостойких покрытий, формируемых, в том числе, и с помощью ЛПЛ. Использование ЛПЛ возможно и в варианте двух исходных слоев из разных металлов, что позволяет создавать поверхностные слои, легированные двумя элементами, например медью и алюминием или медью и хромом. Первый процесс может стать альтернативой бронзированию, который на титановых сплавах при плазменном напылении (как показано выше) должен выполняться в варианте с нанесением подслоя. Второй может использоваться как альтернатива электролитическому хромированию титановых сплавов.

Но и влияние ЛПЛ одной медью на химический и фазовый состав, структуру и свойства поверхностных слоев титана и его сплавов как в теоретическом, так и практическом плане изучены недостаточно полно. Для разработки эффективных и надежных методов поверхностной обработки титановых сплавов сложного химического состава из двухслойных исходных покрытий на первом этапе требуются исследования закономерностей образования легированных медью слоев технически чистого титана. Необходимо установление особенностей структурного состояния, фазовых превращений и свойств поверхностных слоев титана при ЛПЛ из однослойного покрытия медью.

Выполнялось ЛПЛ медью технически чистого титана ВТИ-0 (вес. %: 0,3 Fe; 0,1 Si; 0,07C; 0,04N; 0,01H; 0,2 O), микротвердость поверхности которого составляла 1800 МПа. Исходный медный слой получен методом вакуумного напыления.

Использовались режимы ЛПЛ, отработанные в работах [268-272]. Толщина исходного медного покрытия – 10 мкм. Мощность источника $P = 160$ Вт, диаметр пятна лазерного луча 2,5 мм, что обеспечивало плотность мощности излучения 32,6 Вт/мм². Скорость перемещения луча $V_{\text{л}}$ по поверхности назначалась 1,66 и 2,5 мм/с. Для первого значения $V_{\text{л}}$ глубина зоны оплавления составляла 60 мкм с примерным содержанием меди в зоне легирования 16,5 % и достигалась микротвердость 6000 - 6300 МПа, для второго – 38 мкм с содержанием меди 26,3 % и микротвердостью 7000 - 7200 МПа.

Как показывают металлографические исследования, при $V_{\text{л}} = 1,66$ мм/с в слое, прилегающем к поверхности (поперечный шлиф) в центральной части расплава, наблюдается крупная неоднородная структура сплава (рис. 6.2 а), что должно негативно сказываться на физико-механических характеристиках получаемого легированного слоя. На рис 6.2. светлые области микроструктуры представляют собой области твердого раствора титана в меди, а темные – области, где формируются куприды титана. Средний химический состав светлых областей на рис.6.2 а составляет $\text{Cu} + 9,9$ ат. % Ti , а темных – $\text{Cu} + 70,0$ ат. % Ti , что соответствует области концентраций фазы Ti_2Cu . Средний химический состав областей с купридами образца со структурой, соответствующей (рис.6.2 б), составляет $\text{Cu} + 31,0$ ат. % Ti , исходя из которого можно заключить, что здесь формируется фаза TiCu_2 .



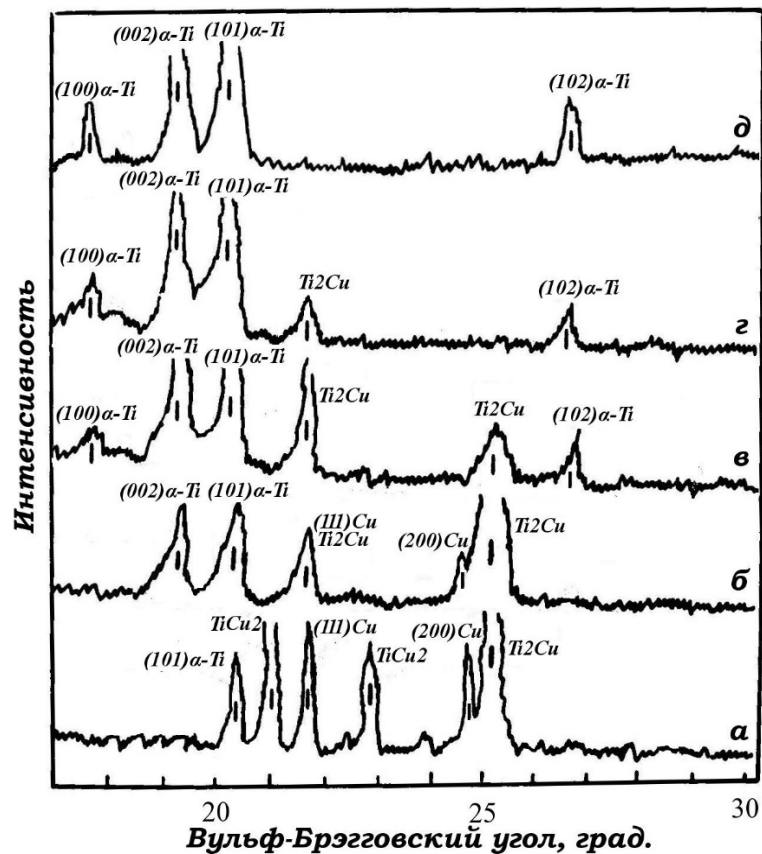
а) $V_{\text{л}} = 1,66$ мм/с; б) $V_{\text{л}} = 2,5$ мм/с

Рисунок 6.2 - Микроструктура поверхности зоны оплавления при толщине медного покрытия 10 мкм

Видно, что мелкодисперсная и однородная структура получается при увеличении скорости перемещения лазерного луча до $V_{\text{л}} = 2,5$ мм/с (рис.6.2 б).

Качественный рентгенофазовый анализ, проведенный для образца с вышеуказанным режимом обработки, выявил характерное изменение дифракционной картины по глубине образца.

Установлено, что медь в зоне оплавления может находиться как в связанном состоянии в интерметаллидных соединениях типа Ti_mCu_n , так и в виде твердого раствора. На рентгенограмме, снятой с поверхности образца, подвергнутого ЛПЛ, имеются отражения от интерметаллидов $TiCu_2$ и Ti_2Cu (рис. 6.3 а) (при расшифровке рентгенограмм учитывались данные микрорентгеноспектрального анализа). Кроме того, наблюдается весьма интенсивное отражение от Cu (интерференционные линии 111 и 200) и α_{Ti} (интерференционная линия 101). В нижележащих слоях происходит перераспределение в интенсивностях линий, что указывает на изменение фазового состава. Определено, что интерметаллиды Ti_2Cu присутствуют в большом количестве на глубине ~ 10 мкм (рис. 6.3 б), что позволяет оценить свойства получаемого покрытия, так как характеристики выявленных интерметаллидов достаточно изучены. Отражения от меди в основном исчезают с глубины более 10 мкм, а последнее отражение из соединений меди с титаном Ti_2Cu зафиксировано на глубине 30 – 35 мкм (рис. 6.3 г). На глубине более 35 мкм признаков интерметаллидов не обнаружено, а наблюдаются только отражения от α_{Ti} (интерференционные линии (100), (002), (101) и (102)) (рис. 6.3д). Для данной системы трудно что-либо определенно сказать об образовании интерметаллида $TiCu$, так как три его наиболее интенсивные линии совпадают по Вульф-Брэгговскому углу с интенсивными линиями α -фазы титана, меди и соединения $TiCu_2$. По всей вероятности, интерметаллид $TiCu$ (а возможно и другие куприды) присутствует в зоне легирования на глубинах, имеющих промежуточное значение от исследованных.



а) на поверхности; б) с глубины 10 мкм; в) с глубины 25 мкм; г) с глубины 35 мкм; д) с глубины 40 мкм

Рисунок 6.3 - Рентгенограммы фазового анализа титана, подвергнутого ЛПЛ медью при $P=160$ Вт и $V_{\text{л}}=2,5$ мм/с

Следует отметить, что дифракция рентгеновских лучей в титановых сплавах происходит в среднем на толщине до 100 мкм, а зона оплавления при ЛПЛ составляет порядка 70 мкм. Поэтому рентгенограммы, снятые с каждого ближе расположенного к поверхности слоя, имеют дифракционные пики, соответствующие и глубже расположенным слоям. В этой связи, для уточнения картины слоистости по образующимся фазам поверхностных слоев выполнены микрорентгеноспектральные исследования на поперечных шлифах. Химический состав приповерхностного слоя приведен ранее. Для слоя на глубине 40 мкм он составляет Ti + до 7,8 ат. % Cu, что в соответствии с выявленной микроструктурой сплава свидетельствует о наличии на данной глубине однофазного состояния – пересыщенного твердого раствора меди в α – Ti.

На глубине 25 мкм выявлено наличие твердого раствора меди в α – Ti (химический состав Ti + до 14,1 ат. % Cu) и участков другой фазы (химический состав Ti + 30,7 ат. % Cu), что соответствует области концентраций фазы Ti₂Cu. При дальнейшем приближении к поверхности (глубина 10 мкм) наряду с фазами, присутствующими на глубине 25 мкм выявлены участки твердого раствора титана в меди (химический состав Cu + до 7,5 ат. % Ti).

Образование пересыщенных твердых растворов меди в титане (на глубине 25 - 40 мкм) и титана в меди (на глубине до 10 мкм) связано с весьма высокими скоростями охлаждения расплавленного сплава после лазерного нагрева.

Таким образом, интерметаллидные соединения фиксируются в последовательности TiCu₂, TiCu (возможно), Ti₂Cu т.е. по мере удаления от поверхности образца наблюдаются интерметаллиды, все более обогащенные титаном и обедненные медью. Послойный фазовый анализ показал, что интерметаллиды, определяющие упрочнение поверхностных слоев, распространяются до больших глубин, что является основой для улучшения физико-механических свойств поверхностного слоя при ЛПЛ медью.

Оценка жаростойкости образцов титана в исходном состоянии и после ЛПЛ медью показала: потеря массы образца титана без ЛПЛ при температуре 250 °С, 500 °С и 800 °С (выдержка 500 ч) составила 4 - 5, 7 - 8 и 13 - 15%, а после ЛПЛ медью по режиму с $V_{\text{л}} = 2,5$ мм/с, покрытие 10 мкм – 0,5 – 0,8, 2,5 - 2,8 и 4 - 5% соответственно.

Испытания на фреттингостойкость показывают, что, например, линейный износ 60мкм при работе контактной пары достигается в образце из титана без легирования за 2,4 часа, а в образце титана с ЛПЛ медью – за 7,2 часа. Износ 120 мкм – за 2,5 и 8 часов соответственно.

6.3 Выводы по главе

Установлены особенности влияния режимов термической, а также поверхностной (в вариантах HVOF, HPS и ЛПЛ) обработок на структуру и

свойства титана (марка ВТІ-0) и сплава на его основе ВТ22, а также показатели качества формируемых покрытий и поверхностных слоев. Предложены режимы реализации указанных обработок, позволяющие формировать требуемый и улучшенный уровень характеристик материала.

1. Выявлено, что при проведении термической обработки (двухступенчатого отжига) поршней и штоков из сплава ВТ22 в контейнерах в среде аргона имеют место случаи формирования недопустимо пониженного уровня прочностных характеристик. Предложен режим повторной термической обработки - подогрев до 650 °С, выдержка 60 мин.; нагрев до 750 °С, выдержка 180 мин.; охлаждение в контейнере с подачей аргона на воздухе под вентилятором; нагрев до 570 °С, выдержка 240 мин., охлаждение в контейнере с подачей аргона на воздухе, позволяющий устранить несоответствие по прочности сплава. Проведение двухступенчатого отжига в вакуумной печи обеспечивает надлежащий уровень свойств.
2. Предложенные режимы плазменного и газопламенного напыления (в варианте HVOF) для установки GTV позволили формировать на сплаве ВТ22 отвечающие требованиям покрытия:
 - при использовании порошковой смеси WC – Co - Cr – 86/10/4 и метода HVOF получено покрытие с микротвердостью 11200 - 12000 МПа, прочностью сцепления $\tau_{сдв}$ 80,2 МПа и пористостью 1,6 - 1,9 %;
 - при использовании порошковой смеси ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 и метода APS получено покрытие с микротвердостью 9300 - 9800 МПа, прочностью сцепления $\tau_{сдв}$ 104,0 МПа и пористостью 5 - 7%;
 - при использовании порошковой смеси ПН75Ю23В (ВКНА) (подслой) и ПР-БрА9 (основное покрытие) и метода APS получено основное покрытие с микротвердостью 1550 - 1800 МПа, прочностью сцепления $\tau_{сдв}$ 70 - 80 МПа, и пористостью 5 - 7%.
3. Предложенные режимы лазерного поверхностного легирования титана ВТ 1-0 медью позволили получать поверхностный слой, обеспечивающий повышенные жаростойкость и фреттингостойкость (в 3,0 - 3,2 раза) образцов.

Выявлены закономерности изменения микроструктуры, химического и фазового состава по глубине поверхностного слоя. Показано, что интерметаллиды, определяющие упрочнение поверхностных слоев, распространяются до глубины 30 - 35 мкм; по мере удаления от поверхности образца наблюдаются интерметаллиды, все более обогащенные титаном и обедненные медью и фиксируются в последовательности $TiCu_2$, Ti_2Cu . Медь в виде твердого раствора отсутствует на глубине уже 10 мкм от поверхности.

Установленные закономерности позволяют в дальнейшем разработать режимы ЛПЛ титановых сплавов (в том числе и VT22) из двухслойных покрытий (Cu - Al, Cu – Cr), как возможной альтернативы электролитическим и газотермическим методам нанесения покрытий.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Главным результатом диссертационной работы является решение проблемы повышения надежности железнодорожных поглощающих аппаратов и авиационных демпферов за счет разработки технологических режимов термической и поверхностной обработок, позволяющих улучшить структуру и свойства применяемых сталей и сплавов.

По результатам выполненных исследований можно сформулировать следующие основные результаты и выводы.

1. Установлены причины и механизмы преждевременного разрушения корпусов железнодорожных поглощающих аппаратов из стали 30ХГСН2А, имевшего место как в ходе приемо-сдаточных испытаний (выявлен вязкий излом статического характера, установлен недостаточный уровень механических свойств корпуса), так и при эксплуатации (выявлен усталостный характер разрушения, установлены повреждения внутренней поверхности корпуса из-за разрушения хромового покрытия штока). Отказы авиационных демпферов обусловлены разрушением хромового покрытия штоков из сплава ВТ22.

2. Установлено, что количественно неконтролируемая в производстве недостаточная степень чистоты стали 30ХГСН2А по азоту в отдельных зонах корпуса, сформированная при выплавке стали и получении горячекатаных прутков, является причиной повышенной склонности к обезуглероживанию и пониженной прокаливаемости, что не позволяет обеспечить требуемый уровень свойств стали после типовой окончательной термической обработки.

3. Предложен скорректированный режим окончательной термической обработки корпусов из стали 30ХГСН2А, предусматривающий назначение сокращенного времени выдержки при температуре закалки (900 °С) - 180 минут и отпуск при температуре 210 °С в течении 180 минут. Данный режим обработки позволяет обеспечить требуемый уровень механических свойств стали при

появлении случаев неконтролируемой недостаточной зональной степени чистоты стали по азоту и легкоплавким примесям.

4. Предложены варианты корректирующей термической обработки корпусов из стали 30ХГСН2А для дополнительного увеличения закаливаемости и прокаливаемости стали. Обработка, предусматривающая увеличение времени пребывания изделий в масле при закалке до значений не менее 90 мин позволяет обеспечить количество годных изделий в партии (отсутствуют при типовой обработке) до 95%. Режим повторной термической обработки, включающий нормализацию, закалку и отпуск при 210 °С, позволяет достигнуть требуемый уровень твердости у 80% изделий, имеющих неудовлетворительный уровень твердости после первой термической обработки.

Даны рекомендации по режимам термической обработки стали 14Х17Н2 (увеличение температуры закалки и использование охлаждения на воздухе), предупреждающие появление закалочных трещин, и химическому составу стали ВКЛ-3 (поддержание содержания легирующих элементов на нижнем допустимом уровне), устраняющие негативное влияние ликвации легирующих элементов.

5 Разработан режим повторной термической обработки штоков из сплава ВТ22 (подогрев до 650 °С, выдержка 60 мин.; нагрев до 750 °С, выдержка 180 мин.; охлаждение в контейнере с подачей аргона на воздухе под вентилятором; нагрев до 570 °С, выдержка 240 мин., охлаждение в контейнере с подачей аргона на воздухе), обеспечивающий достижение необходимого уровня прочности ($\sigma_{в.} = 1100 - 1300$ МПа).

6. Предложен режим обезводороживания гальванических хромовых покрытий (температура 190 - 200 °С, время выдержки 300 - 360 минут), снижающий их склонность к образованию дефектов при механических воздействиях.

7. Отработаны варианты воздушно-плазменного напыления (APS) и сверхзвукового газопламенного напыления в модификации HVOF износостойких покрытий на установке HVP на сталь 30ХГСН2А и сплав ВТ22, удовлетворяющих требованиям к покрытиям штоков (твердость не менее 8500

МПа, прочность сцепления $\tau_{сдв}$ не менее 40МПа, пористость не более 10%) из порошков ПС – 85КДХ + 15Х20Н80, Cr_3C_2 – 20NiCr, WC – Co- Cr – 86/10/4. Установлен фазовый состав покрытий, в частности, в карбидохромовом покрытии присутствуют карбиды Cr_3C_2 и Cr_7C_3 , в карбидовольфрамовом - WC и W_2C . Предложены режимы APS, позволяющие получать бронзовое покрытие на сплаве ВТ22 с характеристиками, удовлетворяющими требованиям нормативных документов (прочность сцепления $\tau_{сдв}$ не менее 30 МПа, пористость 0,5-10%), при бронзировании с подслоем покрытия из ПН75Ю23В (ВКНА). Нанесение слоя бронзы без подслоя не обеспечивает требуемый уровень прочности сцепления.

8. Установлено, что оптимальным режимом лазерного поверхностного легирования титана марки ВТ1-0 медью является режим с толщиной медного исходного покрытия 10 мкм и скоростью перемещения лазерного луча $V_{л}=2,5$ мм/с при плотности мощности излучения 32,6 Вт/мм². Лазерное поверхностное легирование титана марки ВТ1-0 медью обеспечивает повышение твердости до 7000-7200МПа и износостойкости в 3 - 3,2раза. Куприды титана, определяющие упрочнение поверхностных слоев, распространяются до глубины 30-35 мкм; по мере удаления от поверхности образца наблюдаются интерметаллиды, все более обогащенные титаном и обедненные медью и фиксируются в последовательности $TiCu_2$, Ti_2Cu . Медь в виде твердого раствора отсутствует на глубине 10 мкм от поверхности.

9. Ряд предлагаемых технологических вариантов успешно применен и апробирован в производстве на предприятии ОАО «АВИААГРЕГАТ». Материалы диссертационных исследований широко используются в учебном процессе кафедры: «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы», ФГБОУ ВПО «Самарского государственного технического университета».

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

- ПА - поглощающий аппарат;
- ГД - гидравлический демпфер;
- ВИП - вакуумно-индукционная выплавка;
- ВДП - вакуумно-дуговой переплав;
- ПП - плазменная плавка;
- ЭЛП - электронно-лучевой переплав;
- HRC - твердость по Роквеллу;
- ГТН - газотермическое напыление;
- ЛПЛ – лазерное поверхностное легирование;
- ГП – газопламенное;
- ДМ – дуговая металлизация;
- HVOF – High Velocity Oxygen Fuel (сверхзвуковое газопламенное напыление);
- HVAF - High Velocity Air Fuel (сверхзвуковое газоздушное напыление);
- ДН (DGS, D-Gun) – детонационное;
- ПН (APS) – Air Plasma Spray атмосферное плазменное напыление;
- ПДВ (VPS) – плазменное напыление в динамическом вакууме (Vacuum Plasma Spray);
- LPPS - Плазменное напыление при низком давлении (Low Pressure Plasma Spray);
- ХГН-1 (LPCS) – Холодное газодинамическое напыление низкого давления 1-го поколения» (Low Pressure Cold Spray);
- ХГН-2 (HPCS) – Холодное газодинамическое напыление высокого давления 2-го поколения (High Pressure Cold Spray);
- CVD - Chemical Vapour Deposition (метод химического осаждения);
- PVD - Physical Vapour Deposition (метод физического осаждения ионно-плазменного нанесения);

НД – нормативные документы;

T_3 – температура закалки;

τ_3 - время выдержки при температуре закалки;

τ_0 – время выдержки при температуре отпуска;

T_0 - температура отпуска;

V_l - скорости перемещения лазерного луча;

P - мощность источника;

$P_{сдв}$ - максимальная нагрузка в момент сдвига пояска покрытия;

$L_{покр}$ – ширина пояска покрытия;

$D_{обр}$ – диаметр образца под покрытием;

α – величина зазора в пояске покрытия (поперек ширины пояска);

σ_B - предел прочности;

$\sigma_{0,2}$ - предел текучести (условный);

δ - относительное удлинение;

ψ - относительное сужение;

НВ – твердость по Бринеллю;

НV - твердость по Виккерсу.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Финансовая отчётность компании ОАО «РЖД» по международным стандартам [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://annrep.rzd.ru/reports/public/ru?STRUCTURE_ID=4498&/.
2. Законы, кодексы и нормативно-правовые акты Российской Федерации: Стратегия развития авиационной промышленности на период до 2015 года [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <https://legalacts.ru/doc/strategija-razvitija-aviatsionnoi-promyshlennosti-na-period-do/>.
3. Марутов В.А, Павловский С.А. Гидроцилиндры. -М.: Машиностроение,1966. - 110 с.
4. А.Н. Степанов А. Н., Ступин Д. А. Современные поглощающие аппараты [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.pomogala.ru/konsrukt/konstrukt_46.html/.
5. Вагонник.РФ: Требования, предъявляемые к поглощающим аппаратам в эксплуатации [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://www.вагонник.рф/2016/09/blog-post_3.html/.
6. ГОСТ 3475-81 Устройство автосцепное подвижного состава железных дорог колеи 1520 (1524) мм. - М.: ИПК Издательство стандартов, 1998. – С.6.
7. ГОСТ 32913-2014 Аппараты поглощающие сцепных и автосцепных устройств железнодорожного подвижного состава. Технические требования и правила приемки (Переиздание). - М.: Стандартинформ, 2019. – С.12.
8. ГОСТ Р 55185-2012 Детали и сборочные единицы сцепных и автосцепных устройств железнодорожного подвижного состава. Методы испытаний. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2014. – С. 31.
9. ГОСТ Р 54749 – 2011 Устройство сцепного и автосцепного железнодорожного подвижного состава. Технические требования и правила приемки. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2012. – С. 16.
10. Введение в специальность: Пособие по выполнению практических занятий. Ч.2 / П. Д. Жильцов. - М.: МГТУ ГА, 2007. - 44 с.

11. Рылякин Е.Г., Курылев А.В. Влияние эксплуатационных факторов на изменение надежности гидроагрегатов мобильных машин // Молодой ученый. — 2014. — №4. — С. 247-249.
12. Галдин Н.С. Основы гидравлики и гидропривода: Учебное пособие. — Омск: Изд. СибАДИ, 2006. — 145 с.
13. Волков В.Н. Особенности работы гидравлических систем лесозаготовительной техники в условиях эксплуатации при низких температурах / В.Н. Волков, В.А. Бурмистров, О.М. Тимохова // Технические науки. — 2014. - № 8. - С.1283-1287.
14. Попов В. Б. Гидропривод мобильных сельскохозяйственных машин: курс лекций по одноим. «Проектирование и производство сельскохозяйственной техники» днев. и заоч. форм обучения. — Гомель: ГГТУ им. П. О. Сухого, 2013. — 101с.
15. Бажутов Д.Н., Ленивцев Г.А., Володько О.С. Модернизация гидравлической системы навесного оборудования трактора // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. Механика и машиностроение. — 2011. — №4. - С. 955-956.
16. Александровская Л. Н., Афанасьев А. П., Лисов А. А. Современные методы обеспечения безотказности сложных технических систем. -М.: Логос, 2001. -206 с.
17. Чумаков П.В. Технология ремонта силовых гидроцилиндров сельскохозяйственной техники электроискровым методом: автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Саранск, 2013. — 19 с.
18. Дроздов В.Б. Совершенствование поршневых агрегатов гидропривода в тракторах и сельскохозяйственных машинах. // — Изд. 2-е. — Екатеринбург: Уральское аграрное издательство. - 2017. — С.420.
19. Триботехника: учебное пособие / Д.Н. Гаркунов, Э.Л. Мельников, В.С. Гаврилюк. — 2-е изд., стер. — М.: КНОРУС, 2015. — 408 с.
20. ГИДРОФЛЕКС: Услуги. Ремонт гидравлики. Гидроцилиндры [Электронный ресурс]. — Режим доступа: http://hydroflex.ru/service/remont_gidravliki/gidrocilindry/.

21. ГОСТ 5632-72 Стали высоколегированные и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2004. – С.64.
22. Hätestrand M., Andrén H-O. Evaluation of particle size distributions of precipitates in a 9 % chromium steel using energy filtered transmission electron microscopy. // *Micron*. – 2001.- № 32. - pp. 789-797.
23. Бородулин Г.М., Мошкович Е.И. Нержавеющая сталь – М.: Металлургия, 1973. – 320 с.
24. Toda Y., Seki K., Kimura K., Abe F. Effects of W and Co on long-term creep strength of precipitation strengthened 15Cr ferritic heat resistant steels. // *ISI International*. – 2003. - №43. - pp 112-118.
25. Golpayegani A., Andrén H.-O., Danielsen H., Hald J. A study on Z-phase nucleation in martensitic chromium steels. *Materials science and engineering: A*. – 489. – 2008. - pp 310-318.
26. Металловедение: учебник для вузов / А. П. Гуляев, А. А. Гуляев. - 7-е изд., перераб. и доп. - Москва: Альянс, 2011. - 643 с.
27. Ульянин Е.А. Коррозионные стали и сплавы: справочник / Е.А Ульянин. – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.
28. Паршин, А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей сталей и сплавов, применяемых в судостроении / А.М. Паршин. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.
29. Муратов В.С., Якимов Н.С. Особенности деформационной и термической обработок коррозионностойких сталей мартенситно-ферритного класса // *Современные наукоемкие технологии*. -2018. - № 12-2. - С.398-402.
30. Патент РФ № 2508410 Российская Федерация, МПК C21D6/02, C21D9/30. Способ термической обработки деформируемой коррозионно-стойкой стали 17X17H2/ Васильев В.А., Малов В.С.; заявитель и патентообладатель Нижегородский гос. техн. университет.- № 2012150226/02; заявл.23.11.12; опубл.27.02.14 , Бюл.№ 6.-5с.
31. Ланская К.А. Высокохромистые жаропрочные стали. М.: Металлургия, 1976,- 216 с.

32. Муратов В.С, Морозова Е.А., Якимов Н.С. Особенности требуемых структуры и свойства стали 30ХГСН2А при реализации многоэтапной комбинированной обработки // Современные материалы, техника и технологии. – 2019. - № 4(26). - С.121-126.
33. Abe F., Igarashi M., Fujitsuna N., Kimura K., Muneki S. Advanced heat resistant steel for power generation. Eds. Viswanathan R., Nutting J. // The Institute of materials. London. - 1999. - pp 84-95.
34. Астащенко В.И. Управление качеством стальных изделий при технологическом переделе металла. / В.И. Астащенко, А.И. Швеев, Т.В. Швеева, В.И. Ищенко //Автомобильная промышленность. -2011. - №10. - С. 31-34.
35. Основы металлургического производства (чёрная металлургия). Учебник для СПТУ Раздел ГРНТИ: Производство черных металлов и сплавов Бабич В. К., Лукашин Н. Д., Морозов А. С., Поляк И. П., Соболевский А. Л., Тараканов Ю. В., Шевякова Л. Г. — М.: Металлургия, 1988. - 272 с.
36. Гудремон Э. Специальные стали. - М.: Металлургия, - т. 1, 1966. - 734 с.
37. Бескорвайный Н.М., Калинин Б.А., Платонов П.А., Чернов И.И. Конструкционные материалы ядерных реакторов. - М.: Энергоатомиздат, 1995. - 704 с.
38. Вязников Н.Ф. Легированная сталь. - М.: Металлургиздат, 1963, - 272 с.
39. Hayashi K., Kojima T., Minami Y. Advanced heat resistant steel for power generation. Eds. Viswanathan R., Nutting J. // The Institute of materials. London. - 1999, pp 51-64.
40. Ku B. S., Yu J. Effect of Cu additions on the creep rupture properties of 12% Cr steels / B. S. Ku, J. Yu/ Scripta Materialia. – 2001. – № 45. – p. 205 – 2011.
41. Hättestrand M., Andrén H-O. Microstructural development during ageing of an 11 % chromium steel alloyed with copper. // Materials science and engineering. – 2001. - № 318. - pp 94-101.
42. Мусихин С. А., Беликов С В., Швецов М. А., Степанов И. А. Влияние зональной ликвации на формирование структуры и свойств труб нефтегазового сортамента из высокопрочных среднеуглеродистых низколегированных сталей.

- [Электронный ресурс] /С. А. Мусихин/ Режим доступа: http://www.elar.urfu.ru/bitstream/10995/41892/1/sch_met_XVI_2015_2_051/.
43. Криштал М.А., Волков А.И. Многокомпонентная диффузия в металлах. - М.: Металлургия, 1985. – 176с.
 44. Анохина Н.К. Влияние РЗМ на технологическую пластичность нержавеющей сталей, содержащих свинец // Молодые ученые и специал. Кемерово. - 1977. – С. 196-197.
 45. Астащенко В.И., Шибakov В.Г. Технологические методы управления структурообразованием стали при производстве деталей машин. - М.: Academia, 2006. – 328 с.
 46. Морозов А.Н. Водород и азот в стали. - М.: Металлургия, 1968, - 280 с.
 47. Королев М.Л. Азот как легирующий элемент стали. - М.: Металлургиздат, 1961. - 162 с.
 48. Кан Р.У., Хаазен П.Т. Физическое металловедение. Том.2. – М.: Металлургия, 1987. - 624с.
 49. Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies, ed. G. E. Totten. - 2006. P.87.
 50. Leslie W.C. Iron and its dilute substitutional solid solutions. // Metallurgical transactions. – 1972. - № 3. - pp 5-26.
 51. Харлашин П.С., Бондарь В.И. Влияние мышьяка на устойчивость против коррозии малоуглеродистых низколегированных сталей. // Металлургические технологии. – 2014. - С. 25-29.
 52. Самохвалов Шумилов Влияние мышьяка на долю упругости и сдвига феррита // Технические науки. – 2010. - № 20. - С. 130-134.
 53. Анохина Н. К. Структурообразование, свойства и способы повышения горячей пластичности нержавеющей аустенитных хромоникелевых сталей, содержащих свинец. Автореф. дис., кан. техн. наук. – Свердловск.: 1984. – 27 с.
 54. Metallic Materials: Properties Development and Standardization of USA Federal Aviation Administration [Электронный доступ]. – Режим доступа: <https://www.mmpds.org/>.

55. Aviation Week and Space Technology. - 1976. – P.25.
56. Потак Я.М. Высокопрочные стали. - М.: Металлургия, 1972. - 210 с.
57. Novotny Paul, Gernant E. Mauser «Ultra-High-Strength Steels VS Titanium Alloys». // Advanced Materials and Processes. – 2007. - Vol. 165, № 11.
58. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года». // Авиационные материалы и технологии. - 2015. - № 1 (34). - С. 3-33.
59. Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Высокопрочные стали в авиастроении // Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2002: - Сб. М.: ВИАМ, 2002. С. 180-191.
60. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов / в двух томах. - М.: Металлургия, 1968. - Т. 1. - 596 с.
61. Шаврин О.И., Дементьев В.Б., Маслов Л.Н., Засыпкин А.Д. Качество поверхности цилиндрических изделий с термомеханическим упрочнением. // Ижевск: Изд-во ИПМ УрО РАН. - 2006. – С.178.
62. Дементьев В.Б., Шаврин О.И., Маслов Л.Н., Засыпкин А.Д. Качество пальцев траков – основа надежности и долговечности гусеницы. // Ижевск: ИПМ УрО РАН. - 2009. – С.224.
63. Орехов Н.Г., Чабинв Е.Б., Жегина Л.Н. Влияние примесей на механизм разрушения высокопрочных сталей // МиТОМ. - 1995. -№1. - С. 15-19.
64. Жегина И.П., Чабина Е.Б., Беляков Л.Н., Покровская Н.Г. Роль вредных примесей при разрушении высокопрочных сталей. Зарождение и рост трещин в металлах и керамике-роль структуры и окружающей среды. // Тез. Докл. Межд. Конференции. Болгария, Верна. - 1991. С. 4-9.
65. Петравков А.Ф., Покровская Н.Г., Ревякина О.К. Высокопрочные конструкционные стали для деталей шасси // Тез. Докл. 17-го Конгресса международного совета по авиационным наукам. Швеция, Стокгольм. - 1990.
66. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситностареющие стали. - М.: Металлургия, 1970. – 223 с.

67. ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ [Электронный доступ]. – Режим доступа: http://viam.ru/al_casting_1/.
68. Громов В.И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тонышева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. - 2017. №S. С. - 159–174.
69. Маркова Е.С., Якушева Н.А., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б. Технологические особенности производства мартенситостареющей стали ВКС-180 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №7. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.06.2015).
70. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. - 2013. - №3. - С. 47–54.
71. Термическая обработка коррозионностойких сталей и сплавов на железоникелевой основе в химическом машиностроении. СТП 26.260.484-2004.
72. А.Д. Хайдоров, Ф.А. Юнусов. Вакуумная термическая обработка высоколегированных коррозионностойких сталей // Научно-технические ведомости СПбГПУ. - 2017. - № 1. - С.226–235.
73. Псарев В.И., Куликов А.Ф. Структура хромоникелевой стали 14Х17Н2 после высокотемпературного отпуска // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1995. - № 5. - С. 36–41.
74. Гамбург Ю. Д. Гальванопокрытия: справочник по применению. / Ю. Д. Гамбург. - М.: Техносфера, 2006. - 216 с.
75. Солнцев С. С. Защитные покрытия металлов при нагреве: справочное пособие / С. С. Солнцев. - Изд. 2-е, доп. Либроком, 2009. - 248 с.
76. Пузряков А. Ф. Теоретические основы технологии плазменного напыления / А. Ф. Пузряков. - М.: Издательство: МГТУ им. Баумана, 2008. - 360 с.

77. Туманов Ю. Н. Плазменные, высокочастотные, микроволновые и лазерные технологии в химико-металлургических процессах / Ю. Н. Туманов. ФИЗМАТЛИТ, 2010. - 968 с.
78. Тюрин Ю. Н. Плазменные упрочняющие технологии. / Ю. Н. Тюрин, М. Л. Жадкевич. - Киев: Наукова думка, 2008. 216 с.
79. Кондратов Л. П. Технология материалов и покрытий / Л. П. Кондратов, Н. Н. Божко. - М.: МГУП, 2008. - 226 с.
80. Лахтин Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзмасов. - М.: Metallurgy, 1985. - 256 с.
81. Попов А. А. Теоретические основы химико-термической обработки стали / А. А. Попов. - М.: Metallurgizdat, 1962. - 120 с.
82. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / Г. В. Борисенок, Л. А. Васильев, Л. Г. Ворошнин [и др.]. - М.: Metallurgy, 1981. - 424 с.
83. Шатинский В. Ф. Защитные диффузионные покрытия / В. Ф. Шатинский, А. И. Нестеренко. - Киев: Наукова думка, 1988. - 272 с.
84. Сонин В. И. Газотермическое напыление материалов в машиностроении / В. И. Сонин. - М.: Машиностроение, 1973. - 152 с.
85. Хасун А. Наплавка и напыление / А. Хасун, О. Маригаки; пер. с яп. В. Н. Попова; под ред. В. С. Степина, Н. Г. Шестеркина. - М.: Машиностроение, 1985. - 240 с.
86. Восстановление деталей машин: справочник / Ф. И. Пантелеенко, В. П. Лялякин [и др.]; под. ред. В. П. Иванова. - М.: Машиностроение, 2003. - 672 с.
87. Кришталл М. А. Механизм диффузии в железных сплавах / М. А. Кришталл. - М.: Metallurgy, 1972. - 400 с.
88. Кришталл М. А. Многокомпонентная диффузия в металлах / М. А. Кришталл, А.И. Волков. - М.: Metallurgy, 1985. 176 с. – 194.
89. Гольдштейн М. И. Растворимость фаз внедрения при термической обработке стали / М. И. Гольдштейн, В. В. Попов. - М.: Metallurgy, 1989. - 200 с.

90. Гуров К. П. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах / К. П. Гуров, Б. А. Карташкин, Ю. Э. Угасте. - М.:Наука, 1981. - 352 с.
91. Газотермические покрытия из порошковых материалов: справочник / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко [и др.]. - Киев: Наукова думка, 1987. - 544 с.
92. Теория и технология азотирования / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, Г. И. Шпис, З. Бемер. - М.: Металлургия, 1991. - 320 с.
93. Комаровский А. А. Лекции по курсу «Технологические процессы, машины и аппараты химической промышленности»: Ч. 1 / А. А. Комаровский; МВ и ССО РСФСР, НПИ. – Нововчеркасс: НПИ, 1974. – 137 с.
94. Фазлутдинов К.К. Термическое напыление хромовых покрытий [Электронный ресурс] / К. К. Фазлутдинов // «НПП Электрохимия». – Режим доступа: https://zctc.ru/sections/termicheskoe_napilenie_pokritij/.
95. Информационный справочный портал о гальванике и гальванопокрытиях [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.galvantech.ru/xromirovanie/125-vliyanie-xromirovaniya-na-mexanicheski/>.
96. О механизме электрохимического наводороживания металлов и сплавов / Ю.Н. Шалимов, Е.Л. Харченко, Ю.В. Литвинов Ю.В. [и др.] // Водородная энергетика и транспорт. Конструкционные материалы. - 2007. - С. 91-97.
97. Petri M. J. Vuoristo Functional and Protective Coatings by Novel HighKinetic Spray Processes // Kokkola Material Week-2014: Proc. of the Int. Conf. Kokkola, Finland, 2014.
98. Коробов Ю. С., Шумяков В. И., Прядко А. С. Рациональный подход к восстановлению деталей оборудования газотермическим напылением // Ремонт, восстановление, модернизация. - 2013. - № 3. - С. 17–21.
99. Анализ свойств газотермических покрытий: [учеб. пособие]: в 2 ч. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. Ч. 1: Основные методы и материалы газотермического напыления / Ю. С. Коробов, В. И. Панов, Н. М. Разиков. – 80 с.
100. New Challenges for Wire and Rod Flame Spraying / F. Gärtner, J. Voyer, Xiumei Qi, H. Kreye, H. J. Richter, W. Krömmel. Hamburg: HSU, 2006 [Электронный

ресурс]. – Режим доступа: http://www.hsu-hh.de/werkstoffkunde/index.php?brick_id=SUqR9AD1xiOQp0pD&action=setlanguage&language=en/.

101. 101. HVAF thermal spray gun for spraying metals and carbides onto large parts with the best cost and quality. Kermetico AK7 [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.kermetico.com/AK7-HVAF-thermal-spray-coating-gun-largeparts-beating-HVOF.php/>.

102. Астахов Е. А. Научно-технологические основы управления свойствами детонационных покрытий: автореф. дис. ... докт. техн. наук. Киев. 2005. 35 с.

103. Алхимов А. П., Клинков С. В., Косарев В. Ф., Фомин В. М. Холодногазодинамическое напыление. Теория и практика. - М.: Физматлит, 2010. - 538 с.

104. Балдаев Л.Х. Газотермическое напыление. - Москва, ООО «Старая Басманная», 2015. - 540 с.

105. Alexandr Lepeshkin. Electrical-Insulation Ceramic Coating. // Material Assessment report. - 2004. - P. 296.

106. Toma F.-L., Scheitz S., Berger L.-M., Sauchuk V., Kuznezoff M., Thiele S. Comparative study of the electrical properties and characteristics of thermally sprayed alumina and spinel coatings. // Journal of Thermal Spray Technology. – 2011. - Vol. 20(1–2). - pp 195–204.

107. Matikainen V., Niemi K., Koivuluoto H., Vuoristo P. Abrasion, Erosion and Cavitation Erosion Wear Properties of Thermally Sprayed Alumina Based Coatings. // Coatings. - 2014, Vol. 4(1). - pp. 18–36.

108. Niemi K., Hakalahti J., Hyvärinen L., Laurila J., Vuoristo P., Berger L.-M., Toma F.-L., Shakhverdova I. Influence of Chromia Alloying on the Characteristics of APS and HVOFSprayed Alumina Coatings. // Conference: ITSC 2011, International Thermal Spray Conference & Exhibition, 27–29 September 2011, Hamburg, Germany. - 2011, Vol. 276. - pp 1–6.

109. Мчедлов С.Г. Газотермическое напыление в технологии упрочнения и восстановления деталей машин (обзор). // Сварочное производство. – 2007. - № 10. - С. 35–45.
110. Штерцер А.А., Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю. Термоциклические свойства градиентных покрытий керамика-металл, полученных детонационным напылением. // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2012. - № 7. - С. 23–26.
111. Технологии и напыление [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.oguznosp.ru/index.php/tekhnologii/item/52-vakuumnoe-ionno-plazmennogo-napyleniya/>.
112. Мовчан, Б. А. Композиционные материалы, получаемые осаждением из паровой фазы в вакууме // Физика и химия обработки материалов. – 1990. – №5. – С. 108 – 117.
113. Ильинский, А. И. Структура и прочность слоистых и дисперсионно упрочненных пленок / А. И. Ильинский. – М.: Металлургия, 1986. – 143 с.
114. Барвинок, В. А. Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий / В. А. Барвинок. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
115. Zhitomirsky V.N., Grimberg I., Joseph M.C., Boxman R.L., Weiss B.Z., Matthews A., Goldsmith Vacuum arc deposition of metal ceramic coatings on polymer substrates // Surface and Coating Technology. – 1998. - V.108-109. - P.160-165.
116. S. Veprek, P. Nesladek, A. Neiderhofer. F. Glatz, M. Jilek, M. Sima, Surface and Coating Technology. – 1998. – Vol. 138, №133 - P.108-109.
117. Дороднов А.М., Петросов В.А. О физических принципах и типах вакуумных технологических плазменных устройств // ЖТФ. - 1981. - Т. 51, вып. 3. - С. 504-524.
118. Патент на изобретение № 2173911. Получение электродуговой плазмы в криволинейном плазмоведе и нанесение покрытия на подложку/ Додонов А.И, Башков В.М. Заявка № 99123361. Заявлено 04.04.1997. Зарегистрировано 27.07.2001. Опубликовано 20.09.2001.
119. Локтев Д. Наноструктурные покрытия высокопроизводительного инструмента. // «Стружка». – 2004. - №2. С-?

120. B.Cantor, H.Asseider, P.Grant. Aerospace Materials. CRC Press.-2001.-312p.
121. William D.Callister. Fundamentals of Materials Science and Engineering. // John Wiley & Sons, Inc. - 2008. – P. 911.
122. Harisha S. R., Sathyashankara Sharma, U. Achutha Kini, Gowri Shankar M. C. Study on Spheroidization and Related Heat Treatments of Medium Carbon Alloy Steels [Электронный ресурс] / S. R. Harisha // MATEC Web of Conferences. – 2018. – № 144, 16 – 21 pp. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1051/mateconf/201814402008.RiMES201/>.
123. P.Rokicki. Induction hardening of tool steel for heavily loaded aircraft engine components. // Arch. Metall. Mater. -2017. – Vol. 62, №1. - P.315-320.
124. Shi D. S., Daniel Fabijanic, Cameron Barra, Qianchu Liud, Kevin Walkerd, Neil Mat-thewse, Nick Orchowskie, Mark Eastona, Milan Brandta. In-situ quench and tempering for microstructure control and enhanced mechanical properties of laser clad AISI 420 stain-less steel powder on 300M steel substrates Surface & Coatings. // Technology. – 2018. №. 333. - P. 210–219.
125. Shi D. S., Khan S., Luzin V., Aloisio N. K., Chun H. W., Milan B. Fatigue and fracture behavior of laser clad repair of AerMet 100 ultra-high strength steel / Shi D. S. / International Journal of Fatigue. – 2016. – № 85. – p. 18–30.
126. Antonio J. Abdalla, Douglas Santos, Getúlio Vasconcelos, Vladimir H. Baggio-Scheid, Deivid F. Silva. Changing in Fatigue Life of 300 M Bainitic Steel After Laser Carburizing and Plasma Nitriding/ Shi D. S. / International Journal of Fatigue. – 2018. – №165. – p. 11- 25.
127. Enkang Haoa, Xiaoqin Zhaoa, Yulong Ana, Wen Denga, Huidi Zhoua , Jianmin Chena The effect of pre-oxidation on microstructure, mechanical properties and high-temperature tribological behaviors of HVOF-sprayed NiCoCrAlYTа coating [Электронный ресурс] / Enkang Haoa, // Science Direct Applied Surface Science journal. – 2017. – № 143, 12 – 20 pp. – Режим доступа: <https://www.elsevier.com/locate/ap-susc/>.

128. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Кол. авторов. Под общ. ред. д.т.н., проф. С.Г. Глазунова, д.т.н., проф. Б.А. Колачёва. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
129. Сплавы цветных металлов для авиационной техники / Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Под общ. ред. В.М. Воздвиженского. – Рыбинск: РГАТА, 2002. – 219 с.
130. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.
131. Ильин А.Н., Колачёв Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС –МАТИ, 2009. – 520 с.
132. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Кол. авторов. Под общ. ред. д.т.н., проф. С.Г. Глазунова, д.т.н., проф. Б.А. Колачёва. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
133. Колачёв Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. / Механические свойства титана и его сплавов. - М.: Металлургия, 1974. - 544 с.
134. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. – М.: ВИЛС, 2000. – 318 с.
135. Хорев, А.И. Титан – это авиация больших скоростей и космонавтика / А.И. Хорев // Технология легких сплавов. - 2002. – No 4. - С. 92-97.
136. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Банных О. А., Будберг П.Б., Алисова С. П. и др. - М.: Металлургия, 1986. - 440 с.
137. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.
138. Ильин А.Н., Колачёв Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
139. Хорев А.И. Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов / А.И. Хорев - М.: Машиностроение. 1979. - 228 с.

140. Сплавы цветных металлов для авиационной техники / Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Под общ. ред. В.М. Воздвиженского. – Рыбинск: РГАТА, 2002. – 219 с.
141. Ильин А.Н., Колачёв Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
142. Колачёв Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. / Механические свойства титана и его сплавов. - М.: Металлургия, 1974. - 544 с.
143. Шоршоров, М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана / М. Х. Шоршоров. - Москва: Наука, 1965. - 337 с.
144. Сплавы цветных металлов для авиационной техники / Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Под общ. ред. В.М. Воздвиженского. – Рыбинск: РГАТА, 2002. – 219 с.
145. Цвиккер У. Титан и его сплавы / У. Цвиккер. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с. 13. Хорев, А.И. Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов / А.И. Хорев - М.: Машиностроение. 1979. - 228 с.
146. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. под ред. Шухардина С.В. // Наука, 1979. - С-321.
147. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Лякишев Н.П. – М.: Машиностроение, 1996-2000. – С-201.
148. Брун М.Я. и др. Механические свойства титановых сплавов в зависимости от параметров пластичной структуры / М.Я. Брун, Н.З. Перцовский, Г.В. Шаханова, В.Л. Родионов // Титан. Металловедение и технология / Международ. конф. по титану, Москва, май 1976. - М: ВИЛС, 1978. Т.3. - С.17-25.
149. Дроздовский Б.А., Проходцева Л.В., Новосельцева Н.И. Трещиностойкость титановых сплавов. - М.:Металлургия, 1983. – 192 с.
150. Шевельков В.В. Влияние параметров структуры на трещиностойкость и пластические свойства высокопрочных титановых сплавов. // Вестник науки и образования Северо-Запада России. – 2015. - Том №1. - С. 211.

151. Моисеев В.Н., Захаров Ю.И., Знаменская Е.В. Перспективы развития высокопрочных титановых сплавов // Титан. Металловедение и технология: Труды 3-й междунар. Конф. По титану. - М.: ВИЛС, 1978. - С.285-291.
152. Никандрова, Л. И. Химические способы получения металлических покрытий [Текст] / Л. И. Никандрова. – Л.: Машиностроение, 1971. – 104 с.
153. Хоперия, Т. Н. Химическое никелирование неметаллических материалов [Текст] / Т. Н. Хоперия. – М.: Металлургия, 1982. – 144 с.
154. Справочное руководство по гальванотехнике [Текст]. Ч. III / под ред. В. И. Лайнера. - М.: Металлургия, 1972. – 423 с.
155. Гальванические покрытия в машиностроении [Текст]: справочник. В 2 т. Т. 2. / под ред. М. А. Шлугера. – М.: Машиностроение, 1985. – 248 с.
156. «СПГ – композит»: Гальваническое хромирование. Твердое хромирование металлических изделий [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://spg-kompozit.ru/services/galvanicheskoe-khromirovanie/>.
157. Шлугер М.А. Ускорение и усовершенствование хромирования деталей машин /М.А. Шлугер. – М.: Машгиз, 1961. – 140 с.
158. Шлугер М.А. Твердые износостойкие гальванические покрытия. / М.А. Шлугер, Л.Д. Ток. – М: МДНТП, 1976. – С .51.
159. Современная гальванотехника: покрытие титанов и его сплавов [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://ctcmetar.ru/sovremennaya-galvanotehnika/9463-pokrytie-titana-i-ego-splavov.html/>.
160. ГОСТ 9.305-84 К4 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Операции технологических процессов получения покрытий. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2003. – С. 107.
161. Плакарт.про: Износостойкое коррозионностойкое покрытие, защищающее титан шасси летательного аппарата [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.plakart.pro/services/transport/shassi-letatel'nogo-apparata/>.

162. Чернявский А.И., Сарычев С.М., Левочкин А.А. и др. Комбинированное поверхностное упрочнение инструмента из сплава ВТ20 // НМТ-2002. Тез. докл. Всерос. НТК, Москва. - М.: Изд-во МАТИ РГТУ, 2002. – С. 51-52.
163. Скворцова С.В., Лукина Е.А., Карпов В.Н. и др. Коррозионная стойкость титановых сплавов, подвергнутых ионно-плазменной обработке // Технол. легк. Сплавов. - 2008. – № 3. – С.116-122.
164. Материалогия покрытий титановых сплавов методами физикохимии и электроискрового легирования: [монография]: в 2 частях / Б.А.Ляшенко, И.А.Подчерняева, Л. А. Коневцов [и др.]; под редакцией В. М. Давыдова; Министерство науки и высшего образования РФ, Тихоокеанский государственный университет [и др.]. – Хабаровск: Изд-во: Тихоокеан. гос. Ун-та, 2019. Часть 1: Покрытия методами физикохимии. – 2019. – 413, с.
165. Kandebo Stanloy W. Rolls-Royce resolves trend 800 cracks // Aviat Week and Space Technol. - 2001. – Vol. 154, №23 – P.52
166. Wey Myong-yong, Park Yong-gwon, Ikenada Masuru-Enhanced wear and fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy modified by plasma carburizing / CrN coating // J. Mater. and Met. - 2005. – Vol.4, № 2. – P.102-108.
167. Иванов А.С. Насыщение бором и фосфором никелевых покрытий // 1 собр. металлословов России, 22-24 сент., 1993: Тез. докл. / Приволж. дом науч.-техн. проп. – Пенза, 1993. – С.50.
168. Иванов А.С., Потехин А.Р., Соколов А.Н. Высокотемпературное упрочнение никелевых покрытий на титановых сплавах // Терм. обраб. стали: теория, технол., техн. эксперим. / Дон. гос. техн. ун-т – Ростов н/Д, 1994. – С.84-89.
169. Brunelli K., Dabala M., Dughiero F. et. al. Dighiero F. et. al. Diffusion treatment of TiB coatings by induction heating to harden the surface of Ti6Al4V alloy // Mater. Chem. and Phys. – 2009. – Vol. 115, № 1. – P.467-472.
170. Al-Aqeeli N., Yilbas B.S., Tabet N. The effect of laser pulse frequency on the microstructure and morphology of duplex treatment Ti6Al4V alloy // Surface and Coat. Technol. – 2011 – Vol. 205, № 8-9. – P.3073-3079.

171. Тарасов А.Н. Комплексная химико-термическая и лазерная обработка деталей из титановых сплавов // Перспект. матер. – 1999. – № 1. – С.80-83.
172. Киндрачук М.В., Шевченко А.Л., Костин В.А. и др. Влияние предварительной лазерной обработки на процесс азотирования титанового сплава ВТ6 // Пробл. тертя та знош.: н.-т. зб.: – К.: «НАУ-друк», 2010. – Вип.52. – С.140-151.
173. Карпий С.В., Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А. и др. Формирование электронно- пучковой обработкой качественной поверхности титана ВТ1-0 после электровзрывного легирования алюминием // Научное наследие И.Бардина – Труды Всеросс. ТНК, посвященной 125-летию И.Бардина. - Новокузнецк: СибГИУ, 2008. – С.75-78.
174. Modern SurfaceTechnology / ed. by Fr. – W. Bach, A. Laarmann, T. Wenz. - 2006. – P. 30.
175. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim. - 2006. - Vol. 338. – P.
176. Карпий С.В., Морозов М.М., Иванов Ю.Ф. и др. Структурно-фазовые состояния поверхностных слоев титана ВТ1-0 после взрывного бороалитирования и электронно-пучковой обработки // Материаловедение – 2010. – № 10. – С.61-64.
177. Бондар В.І., Данільченко В.Ю., Прокопенко Г.І. та ін. Лазерно-ультразвукова обробка титанового сплава ВТ-22 // Доп. Нац. АН України. - 2003. - № 9. – С.97-102.
178. Гордиенко А.И., Поболь И.Л., Хейфец М.Л. и др. Электронно-лучевое упрочнение поверхностей титановых сплавов с покрытиями // Упрочняющ. технол. и покрытия – 2011. - № 12. – С.21-26.
179. Карпий С.В., Морозов М.М., Иванов Ю.Ф. и др. Структура и фазовый состав титана ВТ1-0 после электровзрывного бороалитирования и электронно-лучевой обработки // Перспект. матер. – 2011. - № 1. – С.82-88.
180. Ковалев А.П. Белых Л.П. исследование физического состояния поверхностного слоя титановых сплавов после комбинированного технологического воздействия // Изв. вузов Машиностр. – 2005. - № 8. – С.59-64.

181. Патент на изобретение № 2677908. Способ химико – термической обработки детали из легированной стали / Мингажев А. Д., Криони Н.К., Яшина А. С. – Заявка: 1849882. Подана: 08.05.2018. Опубликовано: 22.01.2019.
182. Колеватов В.В. Повышение несущей способности покрытий на титановых сплавах с помощью предварительного упрочнения ППД // Упрочняющ. технол. и покрытия. - 2006. – № 2. – С. 27-29.
183. Yu Z.L., Li S.X., Liu Y.Y. et al. Effect of surface treatments on fatigue life of Ti-6-22- 22 alloy at room and high temperatures // Mater. Sci. and Eng. A. - 2004. – Vol. 383, № 2. – PP 283-288.
184. Garbacz H., Wicinski P., Ossowski M. et al. Surface engineering techniques used for improving the mechanical and tribological properties of the Ti6Al4V alloy // Surface and Coat. Technol. - 2008. – Vol. 202, № 11. – C.2453-2457.
185. Неровный В.М., Чернова Т.Г. Повышение износостойкости деталей из титановых сплавов плазменно-дуговым методом в вакууме // Упрочняющ. технол. и покрытия, 2005. – № 6. – С.36-40.
186. Bollinger H., Bücken B., Wilberg R. Untersuchungen zum Glimmnitrieren von Titan // Metalloberfläche. – 1977. – Vol. 31, №8. – P. 329–333.
187. Blawert C., Mordike B.L. Nitrogen plasma immersion ion implantation of pure titanium and its alloys // Proc. 10th Congr. Int. Fed. Heat Treat. And Surface Eng. Brighton. – Brighton. – 1996. – P. 99–100.
188. Miiller C., Holzwarth U., Gregory J.K. Influence of nitriding on microstructure and fatigue behavior of a solute-rich beta titanium alloy // Fatigue and Fract. Eng. Mater. and Struct. – 1997. – Vol. 20, № 12. – P. 1665–1676.
189. Krzyminski H., Kunst H. Borieren refraktärer Metalle. I. Veriahrenstechnik. II. Konstitution und Eigenschaften der Boridschichten // Härter–Techn. Mitt. – 1973. – Vol. 28, №2. – P. 100– 109.
190. Ляшенко Б.А., Клименко С.А. Тенденции развития упрочняющей поверхностной обработкой и положение в Украине // Сучасне машинобудування. – 1999. – №1. – С. 94–104.

191. Morita Tatsuro, Shimizu Masao, Kawasaki Kazuhiro, Shiba Takayo
Усталостные свойства азотированного Ti-6Al-4V сплава // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 1990. – №529. – P. 1915–1919.
192. Федірко В. М., Погрелюк І. М., Яськів О. І. Азотування як метод підвищення зносостійкості титану та сплавів на його основі // Пробл. трибол. – 1996. – № 2. – С. 52–56.
193. Теплова Л.А., Шашков Д.Н., Юдина Н.С. Влияние лазерного легирования на упрочнение титана и его сплавов // Лазерная термическая и химико-термическая обработка в машиностроении. - М.: МАДИ, 1985. - С. 54-56.
194. Лазаренко Б.Р., Михайлов В.В., Гитлевич А.Б. Лазерное воздействие на покрытия, получаемые методом электроискрового легирования/ Электронная обработка материалов. – 1987. - № 3. - С. 24-25.
195. Великевич С.П., Береза Н.А., Бушик С.Б. Закономерности изменения морфологии фронта кристаллизации титановых сплавов после борирования с помощью луча непрерывного CO₂- лазера // Физика и химия обработки материалов.- 1990. - №2. - С. 24-30.
196. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н., Тарасенко В.М. Упрочнение поверхности сплавов лазерным излучением // Поверхность. Физика, химия, механика. -1983. №9. - С.124-131.
197. Углов А.А., Гребенников В.А., Панастов В.Г. и др. Особенности лазерного упрочнения металлов в струе азота // Физика и химия обработки материалов. - 1984. - №2. – С.3-6.
198. Грдиенко Л.К., Шипко А.А. Структура и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве. - Минск.: Наука и техника, 1983. – 335 с.
199. Любченко А.Н., Сатановский Е.А., Пустовой В.Н. Некоторые особенности импульсного лазерного упрочнения титановых сплавов // Физика и химия обработки материалов. – 1991. - № 6. - С.130-134.
200. Folkes J. Laser surface melting and alloying of titanium alloys/ Titanium:Sci. and Technol.Proc./ 5 Int.Conf.Munich Overuesel. - 1985. Vol.2.- P. 987-994.

201. Woychik C.G., Lowndes D.N., Massalski T.B. Solidification structures in melt-spun and pulsed laser-quenched Cu-Ti alloys // *Acta metal.* - 1985. - Vol. 33, №10. - P.1861-1871.
202. Jacobson D.C., Augustymak W.M., Poatl J.M. Analysis of laser alloyed surfaces // *Transactions on Nuclear Science.* - Vol. № S-28. - № 2.- P.1828-1830.
203. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н., Дедов А.А., Попова И.Ф. Исследование упрочнения поверхности титанового сплава ОТ-4 с помощью лазерного излучения. // *Поверхностные методы упрочнения металлов и сплавов.* - М.: НТП, 1983. - С.60-62.
204. В.С. Муратов, Е.А. Морозова. Лазерное легирование железом поверхности титана. // *Заготовительные производства в машиностроении.* – 2016. № 8. - С.33-37.
205. Ю.А. Соколов, Л.Е. Афанасьева, И.А. Барабонова, М.В. Новоселова, Р.М. Гречишкин. Микроструктура и свойства сплава Ti-6Al-4V, полученного по технологии послойного электронно-лучевого синтеза. // *Металловедение и термическая обработка металлов.* -2015. -№6. - С.45-50.
206. Н.А. Ночовная, П.В. Панин, Е.Б. Алексеев, К.А. Боков. Современные экономнолегированные титановые сплавы: применение и перспективы развития // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2016. - №9. - С.8-15.
207. ТУ 14-1-1602-75 Прутки конструкционные легированной высококачественной стали размером более 200 мм. Технические условия. С. 8.
208. ОСТ 1 90173-75 Прутки катаные из титановых сплавов. Технические требования. С. 23.
209. ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытания на растяжение. - М.: Издательство стандартов, 1993. – С.26.
210. ГОСТ 9454-78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. - М.: Издательство стандартов, 1994. – С.12.
211. ГОСТ 10708-82 Копры маятниковые. Технические условия. - М.: ИПК Издательство стандартов, 1999. – С.8.

212. ГОСТ 9013-59 (ИСО 6508-86) Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2001. – С.10.
213. ГОСТ 9012-59 (ИСО 410-82) Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю (с Изменениями N 1, 2, 3, 4, 5). - М.: Стандартиформ, 2007. – С.40.
214. ГОСТ 9450-76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. - М.: Издательство стандартов, 1993. – С.35.
215. ГОСТ Р 54153-2010. Сталь. Метод атомно-эмиссионного спектрального анализа. - М.: Стандартиформ, 2012. - С.32.
216. ГОСТ 9.304-87 ЕСЗКС Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2001г. – С.11.
217. ГОСТ 9.302-88 Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля (метод фильтровальной бумаги). - М.: ИПК Издательство стандартов. 2015. – С.41.
218. ГОСТ 56512-2015 Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод. Типовые технологические процессы. - М.: Стандартиформ, 2016.- С.60.
219. ГОСТ 7512-82 Контроль неразрушающий. Соединения сварные. Радиографический метод. - М.: Стандартиформ, 2008.- С.21.
220. F.C. Campbell. Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials. // Elsevier Ltd. - 2006. – P.593.
221. M.C.Chaturvedi. Welding and joining of aerospace materials. // Woodhead Publishing. - 2011.- P.448.
222. P.Rokicki. Induction hardening of tool steel for heavily loaded aircraft engine components // Arch. Metall. Mater. - 62 (2017), 1, - P. 315-320.
223. M.F. Montemor. Functional and smart coatings for corrosion protection: A review of recent advances [Электронный ресурс] /M.F. Montemor // Science Direct Surface & Coatings Technology journal. – Режим доступа: <http://www.elsevier.com/locate/surfcoat/>.
224. Анохина Н.К. Влияние свинца на качество поверхности // Metallург. – 1977. - № 3 - С.18-20.

225. Харлашин П.С., Шумилов М.А., Якушечкин Е.И. Влияние мышьяка на свойства металлических систем и качество стали. - К.: Вища школа, 1991. - 343 с.
226. С.А. Мусихин, С.В. Беликов, М.А. Швецов, И.А. Степанов. Влияние зональной ликвации на формирование структуры и свойств труб нефтегазового сортамента из высокопрочных среднеуглеродистых низколегированных сталей. / С.А. Мусихин, С.В. Беликов, М.А. Швецов, И.А. Степанов. // [Электронный ресурс]. – 2015. – С.7. – Режим доступа: http://www.elar.urfu.ru/bitstream/10995/41892/1/sch_met_XVI_2015_2_051.
227. Мухачева Т.Л., Дьяков И.Г., Белкин П.Н. Особенности двухкомпонентного насыщения конструкционных сталей азотом и углеродом при анодном электролитном нагреве. // Вопросы материаловедения. – 2009. - №2(58). - С.38-45.
228. Дж.Коммандер, М.Виндзор, Дж. Биркс. Проблемы физи-ки и химии твердого состояния органических соединений. Изд-во “Мир”. - М.: 1968. – 475 с.
229. Криштал М.А., Волков А.И. Многокомпонентная диффузия в металлах. - М.: Металлургия, 1985. – 176 с.
230. Кан Р.У., Хаазен П.Т. Физическое металловедение. Т 2. - М.: Металлургия, 1987. - 624 с.
231. B.Ilschner, K.C.Russel. Materials Reserch and Engineering. // Springer - Verlag Berlin. - 1992. - P.372.
232. Denga W., Shuangjian L., Guoliang H. Comparative study on wear behavior of plasma sprayed Al₂O₃ coatings sliding against different counterparts [Электронный ресурс] / Denga W., Shuangjian L., Guoliang H. // Science Direct Ceramics International journal. – Режим доступа: <http://www.elsevier.com/locate/ceramint/>.
233. Beyond Traditional Coatings: A Review on Thermal - Sprayed Functional and Smart Coatings / D. Tejero-Martin, M. Rezvani Rad, A. McDonald, T. Hussain. J. Therm // Journal of Thermal Spray Technology. - 2019. -Vol. 28., Iss. 4. - P. 598—644.
234. Pawlowski Lech. Finely grained nanometric and submicrometric coatings by thermal spraying: A review // Surface and Coatings Technology. -2008. Vol. 202. - P. 4318—4322.

235. Муратов В.С., Якимов Н.С. Особенности формирования структуры и свойств высокопрочной стали 30ХГСН2А при изготовлении гидравлических поглощающих аппаратов // Заготовительные производства. - 2020. - № 5. - С. 222-229.
236. Муратов В.С., Якимов Н.С. Оработка вариантов корректирующей термической обработки тяжелонагруженных изделий из стали 30ХГСН2А // Заготовительные производства машиностроении. - 2021. - № 1. - С. 39-43.
237. ОСТ 1 90176-75 Штамповки из коррозионностойких, жаростойких и жаропрочных сталей и сплавов. Общие технические условия. – С.17.
238. В.С. Маслов, В.А. Васильев. Исследование дефектов кованных заготовок из стали 14Х17Н2// Металлургия и материаловедение. Труды Нижегородского госуд. техн. университета им. Р.Е.Алексеева. -2013.- № 1(98). - С.229-235.
239. З.О. Буренок. Исследование режима термической обработки жаропрочной, коррозионностойкой стали 14Х17Н2// Труды международной научно-технической конференции “ Современные направления фундаментальных и прикладных исследований”. 18-30 марта 2014г. URL: [http:// www. sworld. com.ua/](http://www.sworld.com.ua/).
240. ГОСТ7350-77 Сталь толстолистовая коррозионностойкая, жаростойкая и жаропрочная. Технические условия. -М.: ИПК Издательство стандартов, 2002. - С.10.
241. Harisha S. R., Sathyashankara S., Gowri S. M. Study on Spheroidization and Related Heat Treatments of Medium Carbon Alloy Steels [Электронный ресурс] / Harisha S. R., Sathyashankara S // MATEC: Web of Conferences. – 2018. – № 144. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1051/matecconf/201814402008>. RiMES 2017/.
242. P.Rokicki. Induction hardening of tool steel for heavily loaded aircraft engine components // Arch. Metall. Mater. - 62 (2017), 1. - pp 315-320.
243. Shi Da Suna, Daniel Fabijanic, Cameron Barra, Qianchu Liud, Kevin Walkerd, Neil Matthewse, Nick Orchowskie, Mark Eastona, Milan Brandta. In-situ quench and tempering for microstructure control and enhanced mechanical properties of laser clad AISI 420 stainless steel powder on 300M steel substrates // Surface & Coatings Technology. – 2018. – P. 210–219

244. Братухин А.Г., Лукин В.И., Лазько В.Е. Особенности изготовления литосварных конструкций из высокопрочных сталей. [Электронный ресурс] / Братухин А.Г., Лукин В.И., Лазько В.Е. // ВИАМ. – 1992. – С. 10. - Режим доступа: 1992.URL: [http:// www.viam.ru/public /1992-201218](http://www.viam.ru/public/1992-201218).
245. Кудря А.В. Роль разномасштабных структур в обеспечении пластичности и вязкости структурно-неоднородных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2005. - №5. - С. 18-23.
246. Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А. Факторы неоднородности вязкости низколегированной стали 15Х2НМФА // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2009. - №9. - С.23-28.
247. Скородумов С.В. Сопоставление структуры и вязкости конструкционных сталей: диссертация канд. техн. наук. – Нац.исслед.технол.ун-т “ МИСИС”, М. – 2011, 187 с.
248. Белинский С.В. Исследование литой и кованой стали. - М.: Машгиз, 1960. – 128 с.
249. Емельянов К.И., Голод В.И. Влияние структурной микронеоднородности на развитие дендритной ликвации при кристаллизации стали // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского госуд. полит. ун-та. – 2013. №3(178). - С.163-168.
250. Нго Нгок Ха. Оценка неоднородности разномасштабных структур в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХНЗМФА и ее влияние на разрушение: диссертация канд. техн. наук. – Нац. исслед. технол. ун-т “ МИСИС”, М. – 2019. - 129 с.
251. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. - Л.: Машиностроение, 1978. - 366 с.
252. Лазько В.Г., Лазько В.Е., Овсянников Б.М. Зависимость между уровнем прочности и вязкостью для среднелегированных конструкционных сталей // Проблемы прочности. – 1976. - № 7. - С.113-117.

253. Муратов В.С., Морозова Е.А., Якимов Н.С. Формирование структуры и свойств комплексно-легированной литой стали. // Муратов В.С., Якимов Н.С. ЖУРНАЛ «Заготовительные производства» Том 18. № 9. 2020г.
254. Wen Denga, Shuangjian Lia, Guoliang Houa, Xia Liua, Xiaoqin Zhaoa, Yulong Ana, Huidi Zhoua, Jianmin Chena. Comparative study on wear behavior of plasma sprayed Al₂O₃ coatings sliding against different counterparts. Science Direct Ceramics International journal homepage: www.elsevier.com/locate/ceramint.
255. D. Tejero-Martin, M. Rezvani Rad, A. McDonald, T. Hussain. Beyond Traditional Coatings: A Review on Thermal-Sprayed Functional and Smart Coatings [Электронный ресурс] / D. Tejero-Martin, M. Rezvani Rad // Therm Spray Tech. – 2019. – № 28. P. 598–644. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1007/s11666-019-00857-1/>.
256. Lech Pawlowski. Finely grained nanometric and submicrometric coatings by thermal spraying: A review. [Surface and Coatings Technology 202 (2008) 4318–4322.
257. Verstak A., Baranovski V. Activated Combustion HVOF Coatings for Protection against Wear and High Temperature Corrosion. // Thermal Spray 2003: Advancing the Science and Applying the Technology. Proc. of the ITSC-2003. – 2003. - Vol. 1.
258. A Comparison of HVOF Systems – Behavior of Materials and Coating Properties / H. Kreye // 4th HVOF Colloquium at Erding/Munchen – Bavaria – Nov 13-14. - 1997. – P. 13-21.
259. Evaluation of modern HVOF systems concerning the application of Hot corrosion protective coatings / Fr.-W. Bach etc. // Proc of ITSS'2003, China. – 2003. - P. 10-25.
260. Comparison of Operating Characteristics for Gas and Liquid Fuel HVOF Torches / W. Rusch // Thermal Spray 2007: Global Coating Solutions: proc. of ITSC 2007 Pub. Materials Park, Ohio, USA, (China, Beijing), ASM International. – 2007. pp 572-576.
261. Коробов Ю.С., Девятьяров М.С. Оборудование газопламенного сверхзвукового нанесения покрытий, применение покрытий // Машпром. – 2013. - С.5.

262. Харламов Ю.А. Газотермическое напыление покрытий и экологичность производства, эксплуатация и ремонт машин. // Тяжелое машиностроение. - 2000. - №2. - С. 10-13.
263. Thermal Spraying Technology and Its Applications in the Iron & Steel Industry in China / R.L. Hao // Global Coating Solutions: proc / of ITSC 2007. (Ed.) B.R.Marple, May 14-16 (Beijing, China), ASM International. – 2007 - P.291-296.
264. Осипенникова О.Г., Шалькевич А.Б., Каримова С.А., Ночовная Н.А. О возможности применения газотермических покрытий на высокопрочных сталях ВКС, 30ХГСН2А и титановом сплаве ВТ22 применительно к изготовлению деталей шасси. - М.: ВИАМ. - 2011. – С.8.
265. ГОСТ25849- 83 Порошки металлические. Метод определения формы частиц. - М.: Издательство стандартов, 1983. - 7с.
266. Bateni M.R. et.al. The effect of novel Ti-Cu intermetallic compound coatings in tribological properties of copper // Annals. - 2003. - Vol. 24. - p.26.
267. Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Остряноко А.М., Гушин А.А. Исследование процессов наплавки и свойств сплавов системы титан – медь // Вопросы технических наук: новые подходы в решении актуальных проблем. // Казань. - 2014. - С.61.
268. Муратов В.С., Морозова Е.А. Особенности формирования структуры и свойств поверхности титана при лазерном легировании. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2017. - №3. - С. 132-136.
269. Муратов В.С., Морозова Е.А. Лазерное легирование поверхности титана медью. // Успехи современного естествознания. - М.: «Академия Естествознания». 2009. - №11. - С.71.
270. Муратов В.С., Морозова Е.А. Особенности формирования температурных полей и ванны расплава при лазерной обработке поверхности титана. // Научный вестник. – 2015. - №3(5). - С.66-76.
271. Muratov, V.S., Morozova, E.A., Zhuravel, L.V., Yakimov N.S. et al. Formation of Structure and Properties in Titanium under Laser Surface Alloying with Copper. // Metal Science and Heat Treatment. – 2021. - №62. - p. 604–608.

272. Муратов В.С., Морозова Е.А., Якимов Н.С. Поверхностное упрочнение титана легированием железом // Современные материалы, техника и технологии. – 2020. - № 4 (35). - С. 76-81.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Акт внедрения результатов диссертационной работы



« 11 » 05 2021г.

Акт

внедрения результатов диссертационной работы Якимова Н.С.

Настоящий акт составлен в том, что разработки, включенные в диссертацию Якимова Николая Сергеевича «Улучшение структуры и свойств высокопрочных сталей и титановых сплавов для поглощающих аппаратов и демпферов транспортной техники при термической и поверхностной обработках» на соискание ученой степени кандидата технических наук, были использованы и внедрены в АО «Авиаагрегат» при изготовлении поглощающих аппаратов и демпферов, а именно:

- для стали 30ХГСН2А (изд. АПЭ-120-И.140 и АПЭ-90-А.740 дет. «Корпус») в технологический процесс 98/420 внесены изменения в режимы окончательной термической обработки: температура закалки $900 \pm 10^{\circ}\text{C}$, время выдержки 180 мин, температура отпуска $210 \pm 10^{\circ}\text{C}$, время выдержки 180 мин;

- для стали 30ХГСН2А (изд. АПЭ-120-И.140 и АПЭ-90-А.740 дет. «Корпус») технологическим предписанием № 138/420 от 22.06.20г. введены требования по регламентации времени пребывания изделий в охладителе - масле при закалке (не менее 90 минут);

- приняты к опытному использованию рекомендации по дистанции напыления, размерам и форме частиц порошков (ПС – 85КдХ + 15Х20Н80, Cr_3C_2 – 20NiCr, WC - Co - Cr - 86/10/4, ПН75Ю23В, ПР-БрА9) для получения качественных износостойких и антифрикционных покрытий на сталь 30ХГСН2А и титановый сплав BT22 при плазменном и сверхзвуковом газопламенном напылении (в модификации HVOF) на установке GTV.

Гл. металлург
Г.Г.

Г.Г. Цветков
11.05.21.

Г.Г. Цветков