

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«СИБИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ИНДУСТРИАЛЬНЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ»



На правах рукописи

МАЛУШИН НИКОЛАЙ НИКОЛАЕВИЧ

**ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ
УПРОЧНЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СПЛАВОВ
ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ, СФОРМИРОВАННЫХ ПЛАЗМОЙ
В СРЕДЕ АЗОТА**

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени
доктора технических наук

Научный консультант:
доктор физико-математических наук,
профессор Громов Виктор Евгеньевич

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	7
ГЛАВА 1 РАЗВИТИЕ И СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ДЛЯ УПРОЧНЕ- НИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ	18
1.1 Состояние и перспективы использования теплостойких сталей для упрочнения деталей машин и механизмов.....	18
1.2 Наплавочные материалы, разработанные на базе теплостойких сталей высокой твердости, и перспективы их применения для упрочнения деталей машин	20
1.2.1 Роль и значение наплавки для повышения износостойкости деталей	20
1.2.2 Наплавочные материалы для износостойкой наплавки деталей машин...	23
1.3 Анализ традиционной технологии наплавки теплостойкими сталями высокой твердости	29
1.4 Анализ существующих предпосылок для разработки способов наплавки теплостойкими сталями высокой твердости.....	35
1.4.1 Новые тенденции развития технологии сварки высокопрочных сталей .	39
1.4.2 Особенности термического цикла при сварке термически упрочненной стали с применением сопутствующего охлаждения	42
1.4.3 Возможность использования эффекта сверхпластичности для уменьше- ния деформаций и напряжений при многослойной наплавке	46
1.5 Способы упрочнения поверхностного слоя рабочих валков холодной прокатки	50
1.6 Выводы по главе 1	56
1.7 Цель и задачи исследования.....	58
ГЛАВА 2 ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ.....	60
2.1 Общие характеристики источника теплоты при плазменной наплавке	60
2.2 Технологические способы плазменной наплавки.....	64

2.3 Оборудование для плазменной наплавки	66
2.3.1 Наплавочные установки	66
2.4 Порошковые проволоки для плазменной наплавки в среде азота.....	72
2.5 Термический цикл и устройства для его реализации при плазменной наплавке деталей теплостойкими сплавами.....	76
2.6 Модель управления качеством изготовления деталей, упрочненных плазменной наплавкой активного слоя.....	80
2.7 Выводы по главе 2.....	83
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ОСНОВ СПОСОБОВ	
МНОГОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ	
ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ	86
3.1 Требования к термическому циклу при наплавке теплостойкими сплавами.....	86
3.2 Способы многослойной наплавки теплостойкими сплавами	88
3.3 Применение установок тепловой микроскопии для анализа термодформационных циклов наплавки и исследований свойств наплавленного металла	95
3.3.1 Достоинства метода тепловой микроскопии.....	95
3.3.2 Установки для тепловой микроскопии	96
3.3.3 Образцы и методика исследований свойств наплавленного металла высокой твердости.....	99
3.4 Исследование влияния термического цикла на упрочнение наплавленного теплостойкого металла	103
3.4.1 Влияние температуры нагрева на свойства наплавленного теплостойкого металла	104
3.4.2 Влияние величины зерна на свойства наплавленного теплостойкого металла.....	108
3.4.3 Влияние скорости охлаждения в высокотемпературной зоне на упрочнение теплостойкого металла	112

3.5 Исследование особенностей протекания мартенситного превращения на величину остаточных напряжений в теплостойком металле	114
3.5.1 Методика исследования процессов релаксации напряжений в условиях одноосного растяжения на установках типа ИМАШ.....	114
3.5.2 Исследование эффекта повышенной пластичности теплостойких сплавов при мартенситном превращении	116
3.5.3 Роль эффекта сверхпластичности в релаксации временных напряжений в теплостойком металле	125
3.5.4 Исследование влияния скорости охлаждения наплавленного металла на релаксацию временных напряжений	127
3.5.5 Влияние легирования на формирование временных напряжений в наплавленном металле	129
3.5.6 Влияние изотермической выдержки вблизи M_n на релаксацию временных напряжений.....	135
3.6 Прямые натурные испытания свойств наплавленного металла	138
3.7 Выводы по главе 3.....	140
ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НАПЛАВЛЕННЫХ ТЕПЛОСТОЙКИХ СПЛАВОВ МЕТОДАМИ РАСТРОВОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ И РЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНОГО МИКРОАНАЛИЗА.....	143
4.1 Исследование влияния термического цикла плазменной наплавки на структурно-фазовое состояние металла.....	143
4.2 Исследование влияния термического цикла плазменной наплавки на микротвердость металла.....	152
4.3 Исследование состояния поверхности деталей (морфологии поверхности и элементного состава), сформированной плазменной наплавкой металлом высокой твердости.....	160
4.4 Выводы по главе 4	169
ГЛАВА 5 ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОКАТНЫХ ВАЛКАХ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ	

ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ АКТИВНОГО СЛОЯ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ	171
5.1 Напряженное состояние в наплавленных рабочих валках холодной прокатки	171
5.2. Повышение качества и долговечности наплавленных прокатных валков путем регулирования напряженного состояния в процессе их изготовления и эксплуатации.....	181
5.3 Повышение качества и коррозионной стойкости деталей плазменной наплавкой и последующим азотированием	186
5.4 Ультразвуковая поверхностно – упрочняющая обработка наплавленных теплостойких сплавов	192
5.4.1 Ультразвуковое упрочнение наплавленного металла.....	194
5.4.2 Разработка оборудования для ультразвукового упрочнения.....	196
5.4.3 Исследования влияния ультразвуковой чистовой поверхностно-упрочняющей обработки на теплостойкий наплавленный металл.....	197
5.5 Выводы по главе 5	203
ГЛАВА 6 ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЛЕКСНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ТЕПЛОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ.....	206
6.1 Ускоренные испытания деталей машин и механизмов на износостойкость и контактную прочность	206
6.2 Технология изготовления деталей машин с применением плазменной наплавки теплостойкими сплавами	212
6.3 Применение комплексных упрочняющих технологий при изготовлении наплавленных деталей.....	215
6.4 Промышленные испытания опытно – промышленных партий наплавленных деталей.....	218
6.5 Выводы по главе 6.....	224
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	226
ПЕРСПЕКТИВЫ ДАЛЬНЕЙШЕЙ РАЗРАБОТКИ ТЕМЫ.....	229

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	230
ПРИЛОЖЕНИЕ А Акт использования результатов диссертационной работы в производстве.....	276
ПРИЛОЖЕНИЕ Б Акт использования результатов диссертационной работы на ОАО ЗСМК.....	278
ПРИЛОЖЕНИЕ В Акт использования результатов диссертационной работы на ОАО «Евраз – Кокс – Сибирь».....	282
ПРИЛОЖЕНИЕ Г Акт использования результатов диссертационной работы на ООО «Вест – 2002».....	284
ПРИЛОЖЕНИЕ Д Акт использования результатов диссертационной работы в учебном процессе.....	286
ПРИЛОЖЕНИЕ Е Акт использования результатов диссертационной работы на ООО «Разрез Бунгурский – Северный».....	288

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Из современных наплавочных материалов, широко применяемых для упрочнения деталей машин и инструмента, особый интерес представляют теплостойкие сплавы высокой твердости (быстрорежущие стали), потребление которых в России и мире остается преобладающим. Разработка новых материалов, создание и совершенствование сплавов со специальными эксплуатационными свойствами в России отнесено к Критическим технологиям федерального уровня, являющимися объектами первоочередной государственной поддержки.

Предметом исследования является научная проблема, возникшая в результате противоречия между имеющимися высокими служебными характеристиками высоколегированного наплавленного металла и существующими способами их наплавки, не позволяющими на практике реализовать эти свойства теплостойких сплавов высокой твердости.

В связи со сложностью физических процессов, происходящих при нанесении на поверхность изделия теплостойких сплавов сжатой (плазменной) дугой в азоте, возможности метода упрочнения продолжают изучаться. Это обуславливает актуальность проведения новых теоретических и экспериментальных исследований физических основ и механизмов упрочнения поверхностных слоев из теплостойких сплавов. Повышение качества и износостойкости деталей машин и механизмов путем нанесения поверхностного слоя из теплостойких сплавов, сформированного плазменной дугой в среде азоте, и разработка комплекса технических и технологических решений для дополнительного повышения твердости являются своевременными и актуальными.

Работа выполнена в соответствии с Федеральной целевой программой «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007 – 2012 годы» раздел «Технологии создания и обработки кристаллических материалов», а также согласно планам гос-

бюджетных и хоздоговорных работ ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» (СибГИУ).

Степень разработанности темы исследования

Совокупность теоретических разработок и базы достоверных экспериментальных данных, приведенных в работах российских и зарубежных ученых (Э. Гудремона, А.П. Гуляева, Ю.А. Геллера, И. Артингера, Ю.М. Лахтина, Б.Е. Патона, В.П. Полухина, И.И. Фрумина, М.Х. Шоршорова, О.А. Кайбышева, Н.С. Зубкова, С.Ф. Гньюсова, А.А. Батаева, М.Д. Старостенкова, А.Н. Иванова, В.Е. Громова, В.Е. Панина, М. Кутсуна и др.), позволяют решать задачи по созданию и совершенствованию наплавочных материалов на базе теплостойких сплавов высокой твердости, а также по разработке современных высокоэффективных способов нанесения их на поверхность упрочняемого изделия.

В процессе наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости образуются холодные трещины, для предотвращения которых обязательно применяют предварительный и сопутствующий высокотемпературный подогрев и замедленное охлаждение деталей. В итоге наплавленные детали имеют неравномерную и низкую твердость и износостойкость, а высокие служебные характеристики высоколегированного наплавленного металла теплостойких сплавов используются не полностью. Для восстановления высокой твердости и износостойкости детали после наплавки подвергают сложной термической обработке в виде отжига – закалки – отпуска. Проведение такой термической обработки для многих деталей затруднено или практически невозможно. Поэтому актуальным является поиск способов наплавки, позволяющих получать наплавленные сплавы в закаленном состоянии без трещин.

В последние годы получили развитие плазменные методы легирования поверхности металлов и сплавов (плазменная наплавка и напыление, поверхностное легирование импульсными плазменными струями, ионно-плазменное осаждение и др.). Широко применяются различные способы химико-термической обработки (нитроцементация, азотирование, борирование и др.). Все шире находит применение упрочняющая поверхностная ультразвуковая обработка (УПУО) и другие

способы упрочнения. Комбинированное применение различных технологий упрочнения позволяет получать рабочие слои, обладающие повышенными эксплуатационными свойствами. В литературе недостаточно систематизированных сведений по разработке высокоэффективных способов наплавки, комплексного применения различных упрочняющих технологий, позволяющих значительно повысить твердость наплавленных деталей.

В представленной работе изложены исследования и научно-обоснованные технические и технологические решения в области повышения качества биметаллических деталей, внедрение которых вносит значительный вклад в развитие страны. В целом диссертация является развитием традиционных работ, проводимых в научной школе СибГИУ «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий».

Цель и задачи исследования

Целью настоящей работы является разработка физических основ комплексной технологии упрочнения теплостойких сплавов высокой твердости и износостойкости, сформированных плазмой в среде азота.

Для достижения цели были сформулированы задачи:

1. Исследовать особенности формирования напряженного состояния в процессе многослойной плазменной наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости и разработать на основе эффекта повышенной пластичности («сверхпластичности») новые способы их наплавки, обеспечивающие получение наплавленного сплава в закаленном состоянии без трещин.

2. Исследовать формирование временных и остаточных напряжений в наплавленном в среде азота сплаве при мартенситном превращении на разных стадиях термического цикла наплавки и разработать мероприятия, обеспечивающие низкий уровень остаточных напряжений и предотвращение образования холодных трещин в наплавленном слое.

3. Провести исследования влияния легирования на формирование остаточных напряжений и разработать рекомендации по созданию новых наплавочных

материалов на базе теплостойких сталей высокой твердости (с твердостью 62 – 66 HRC при отсутствии пор, трещин и дефектов микроструктуры).

4. Исследовать структурно – фазовое состояние, распределение твердости, микротвердости и химических элементов в зонах поверхностного слоя и установить закономерности формирования структуры и свойств наплавленного в защитно-легирующей среде азота теплостойких сплавов.

5. Оценить вклад регулируемого термического цикла наплавки, наплавочных материалов и высокотемпературного отпуска в физическую природу упрочнения теплостойкого сплава, сформированного плазмой в среде азота.

6. Исследовать и разработать способы регулирования напряженного состояния в наплавленных деталях в процессе их изготовления и эксплуатации.

7. Выявить роль процессов азотирования и ультразвуковой обработки в упрочнении наплавленных теплостойких сплавов высокой твердости и износостойкости.

8. Разработать комплексные технологии упрочнения рабочего слоя наплавленных деталей на основе их изготовления с применением плазменной наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости, позволяющие значительно (в 1,5 – 2,0 раза) повысить их износостойкость.

9. Внедрить результаты теоретических и экспериментальных исследований в практику производства биметаллических деталей и учебный процесс.

Научная новизна

1. С использованием высокоинформативных методов физического материаловедения проведены исследования структуры и фазового состояния, распределения твердости и микротвердости в различных зонах поверхностного слоя, сформированного плазменной наплавкой в среде азота. Установлено, что в наплавленном сплаве P18Ю основными фазами являются твердый раствор α -железа, карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия. Высокотемпературный отпуск наплавленного сплава приводит к изменению фазового состава, параметра кристаллической решетки, размеров блоков когерентного рассеяния и изменению внутренних упругих напряжений.

2. Установлено, что физическую основу повышения твердости (52 – 57 HRC) обеспечивает плазменная наплавка теплостойкими сплавами высокой твердости в среде азота, дополнительное упрочнение (8 – 10 HRC) в основном происходит в процессе высокотемпературного отпуска, азотирование и ультразвуковая обработка увеличивают твердость наплавленного сплава на 1 – 2 HRC каждая.

3. Впервые установлено проявление эффекта повышенной пластичности («сверхпластичности») в наплавленных теплостойких сплавах в момент протекания мартенситного превращения и доказана возможность его применения для регулирования напряженного состояния в процессе многослойной наплавки.

4. Установлена физическая природа высоких эксплуатационных свойств наплавленного слоя, заключающаяся в формировании мелкозернистой структуры, содержащей твердый раствор α -железа, карбиды и карбонитриды, в совершенстве наплавленного слоя (без трещин, пор и дефектов микроструктуры) и благоприятном напряженном состоянии.

5. Новые способы многослойной наплавки теплостойкими сплавами, основанные на применении низкотемпературного регулируемого термического цикла с использованием эффекта сверхпластичности, обеспечивают получение наплавленного сплава в закаленном состоянии с низкой склонностью к образованию холодных трещин.

6. Для плазменной наплавки в среде азота разработаны порошковые проволоки, обеспечивающие химический состав и эксплуатационные свойства наплавленного слоя типа теплостойких сплавов высокой твердости (62 – 64 HRC).

7. Доказано, что регулирование напряженного состояния в процессе проектирования, изготовления и эксплуатации наплавленных валков позволяет значительно повысит их стойкость. Напряженное состояние наплавленных деталей в процессе изготовления регулируется в процессе наплавки по термическому циклу с применением эффекта сверхпластичности, в процессе эксплуатации – рекристаллизационным отпуском.

8. Предложена комплексная технология упрочнения деталей, включающая плазменную наплавку, термообработку после наплавки, азотирование, УПУО, ре-

кристаллизационный отжиг в процессе эксплуатации изделия, восстановительную наплавку изношенного слоя.

Теоретическая и практическая значимость работы

Теоретическая значимость полученных в работе данных заключается в разработке физических основ формирования структуры и свойств наплавленных в защитно-легирующей среде азота теплостойких сплавов.

Практическая значимость работы заключается в следующем:

- 1) разработаны и реализованы способы многослойной плазменной наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости в среде азота, обеспечивающие получение наплавленного сплава в закаленном состоянии с низкой склонностью к образованию холодных трещин при высоком качестве наплавленного слоя;
- 2) разработаны порошковые проволоки для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота, которые обеспечивают получение наплавленного слоя из теплостойких сплавов высокой твердости различного химического состава и эксплуатационных свойств;
- 3) разработаны способы регулирования напряженного состояния в наплавленных деталях на всех этапах их жизненного цикла;
- 4) предложен комплекс технических решений, позволяющий реализовать разработанные способы многослойной плазменной наплавки;
- 5) разработана комплексная технология упрочнения прокатных валков, включающая следующие операции: базовая технология – плазменная наплавка теплостойкими сплавами; дополнительные операции – высокотемпературный отпуск после наплавки, УПУО или азотирование после чистовой шлифовки, рекристаллизационный отжиг в процессе эксплуатации изделия, восстановительная наплавка изношенного слоя;
- 6) результаты работы используются обучающимися Сибирского государственного индустриального университета, апробированы на предприятиях промышленности, что подтверждено 6 актами внедрения.

Методология и методы исследования

Методы упрочнения поверхности за счет нанесения наплавленного слоя основаны на изменении фазового состава и формировании необходимой структуры и свойств материала поверхностного сплава. Экспериментальные исследования проводились с использованием оборудования кафедр материаловедения, литейного и сварочного производств, естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ, Томского материаловедческого центра коллективного пользования при Национальном исследовательском Томском государственном университете.

В процессе выполнения работы использован комплексный метод, включающий аналитическую разработку способов наплавки теплостойкими сплавами и их экспериментальные исследования с помощью установок тепловой микроскопии ИМАШ-5С-69 и ИМАШ-20-75, эксхалографа ЕАН-220 фирмы «Бальцерс», дилатометра Шевенара типа ДР-49; металлографические и физико-химические исследования свойств наплавленного металла проведены на световом микроскопе OLYPUS GX-51, дифрактометре ДРОН-3, на растровом электронном микроскопе Tescan VEGA 3 LMN, оснащенный приставкой X-Act ADD; микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) проведен на приборе Leo EVO 50XVP (Карл Цейс, Германия). Прочностные свойства наплавленного слоя оценивали, определяя твердость поверхности по методам Роквелла и Шора, а микротвердость по методу Виккерса на микротвердомерах ПМТ-3 и HVS-1000A. Напряженное состояние оценивали методами тензометрии и МРСА. Использовали установки для плазменной наплавки, ультразвуковой обработки, газового азотирования; методики и исследовательское оборудование, разработанные автором или при его личном участии.

Положения, выносимые на защиту:

1) физические основы упрочнения наплавленных слоев из теплостойких сплавов, сформированных плазмой в среде азота, позволяющие обеспечить их высокую твердость и износостойкость. Физическую основу повышения твердости до 62 – 64 HRC обеспечивает плазменная наплавка в среде азота теплостойкими сплавами P18, P6M5 и P2M9 и высокотемпературный отпуск. Дополнительное

упрочнение наплавленного слоя основано на воздействии ультразвуковых колебаний при УПУО и применении процесса азотирования;

2) проявление эффекта повышенной пластичности (сверхпластичности), отражающееся на снижении временных напряжений в процессе мартенситного превращения в наплавленных теплостойких сплавах высокой твердости и возможность его применения для регулирования напряженного состояния в процессе многослойной наплавки;

3) новые способы многослойной плазменной наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости с низкотемпературным подогревом и использованием эффекта сверхпластичности, обеспечивающие получение наплавленного сплава в закаленном состоянии с низкой склонностью к образованию холодных трещин и дефектов макро- и микроструктуры;

4) новые наплавочные материалы, разработанные на базе теплостойких сталей высокой твердости, обеспечивающие различный химический состав (сплавы P18, P6M5 и P2M9) и высокие эксплуатационные свойства наплавленного сплава (твердость 62 – 64 HRC);

5) физические методы оценки напряженного состояния в наплавленных деталях с высокой твердостью поверхностного слоя и способы его регулирования в наплавленных деталях на всех этапах их жизненного цикла, позволяющие обеспечить высокую работоспособность при эксплуатации;

6) новые технические и технологические решения, позволяющие реализовать предложенные способы наплавки и комплексные технологии упрочнения наплавленных деталей, обеспечивающие их повышенную твердость и износостойкость.

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность результатов подтверждаются большим объемом экспериментального материала, полученного с применением современных методов физического материаловедения, корректным использованием математических и статистических методов; согласованным сравнительным анализом аналитических и экспериментальных результатов и зависимостей; сопоставлением полученных

экспериментальных результатов с данными других исследователей; соответствием их известным теоретическим представлениям физики прочности; эффективностью предложенных технических и технологических решений, подтвержденных результатами промышленных испытаний и внедрением в производство. Достоверность и новизна технических решений подтверждена 15 охранными документами на объекты интеллектуальной собственности.

Основные положения диссертации доложены и обсуждены на 4 всероссийских и 32 международных конференциях: Международной конференции «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий» (Новокузнецк, 1995); Международной научно-технической конференции «Структурная перестройка металлургии: экономика, экология, управление, технологии» (Новокузнецк, 1996); 5-ой международной конференции «Актуальные проблемы материаловедения в металлургии» (Новокузнецк, 1997); Международной научно-технической конференции «Современные проблемы и пути развития металлургии» (Новокузнецк, 1997, 1998); Всероссийской научно-практической конференции «Металлургия на пороге ХХ1 века: достижения и прогнозы» (Новокузнецк, 1999, 2000); 6-ой Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы материаловедения» (Новокузнецк, 1999); Всероссийской научно-практической конференции «Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении» (Новокузнецк, 2003); Международных научно-практических конференциях «Металлургия: реорганизация, управление, инновации и качество» (Новокузнецк, 2005, 2008, 2010, 2011, 2012, 2013); Международных научно-практических конференциях «Инновационные технологии и экономика в машиностроении» (Томск, 2009, 2011, 2012, 2013, 2014); Всероссийской научно-технической конференции «Современные проблемы повышения эффективности сварочного производства» (Тольятти, 2011); Международных научно-практических конференциях «Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика» (Санкт-Петербург, 2011, 2012, 2013, 2016); 2-ой Международной конференции «Влияние высокоэнергетических воздействий на структуру и свойства конструкционных материалов» (Туапсе, 2013); 3-ей Между-

народной научно-практической конференции «Теоретические и прикладные аспекты современной науки» (Белгород, 2014); Международных научно-практических конференциях «Современные концепции научных исследований» (Москва, 2014, 2015); 2-ой Международной научно-практической конференции «Современные тенденции развития науки и технологий» (Белгород, 2015); 9-ой Международной научно-практической конференции «Научные перспективы XXI века, достижения и перспективы нового столетия» (Новосибирск, 2015); Международной научно-практической конференции «Перспективы развития науки и образования» (Тамбов, 2015); 7-й Международной научно-практической конференции «Естественные и технические науки в современном мире» (Курск, 2017); Международной конференции «Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов, посвященная 150-летию со дня рождения академика А.Б. Байкова» (Курск, 2020); Научных чтениях им. чл.-корр. РАН И.А. Одингса «Механические свойства современных конструкционных материалов» (Москва, 2020); Международном научном форуме «Наука и инновации – современные концепции» (Москва, 2020); Международной научно-практической конференции «Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий» (Новокузнецк, 2021); Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии» (Минск, 2021); LXIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (Тольятти, 2021); Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии» (Томск, 2021); XXII Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество» (Новокузнецк, 2021); 9-ой Международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов». К 100-летию со дня рождения академика Б.К. Вайнштейна (Москва, 2021).

Публикации

По материалам диссертации опубликовано 122 работы, в том числе 29 в рецензируемых научных журналах из перечня ВАК, 13 в статьях, индексируемых в

научометрических базах Web of Science и Scopus, в трех монографиях, двух учебных пособиях, а также в 15 охраняемых документах на объекты интеллектуальной собственности.

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует п. 6. Разработка экспериментальных методов изучения физических свойств и создание физических основ промышленной технологии получения материалов с определенными свойствами, п. 7. Технические и технологические приложения физики конденсированного состояния паспорта специальности 01.04.07 – Физика конденсированного состояния.

Личный вклад автора

Диссертационная работа обобщает результаты исследований, проведенных непосредственно автором и в сотрудничестве с коллегами. Личный вклад автора заключается в постановке целей и задач исследований, участии в планировании, организации и проведении экспериментов, установлении зависимостей и закономерностей в процессе обработки и научном обобщении результатов, формулировке выводов и рекомендаций, написании статей, материалов докладов, патентов, внедрении в производство результатов исследований.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, заключения, списка литературы из 396 наименований и 6 приложений. Содержит 289 страниц машинописного текста, включая 69 рисунков и 16 таблиц.

1. РАЗВИТИЕ И СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ

1.1 Состояние и перспективы использования теплостойких сталей высокой твердости для упрочнения деталей машин и механизмов

Теплостойкие стали высокой твердости (или их часто называют быстрорежущими сталями) являются хорошо изученными. Основные свойства и служебные характеристики теплостойких сталей описаны в работах Гудремона Э. [1], Гуляева А.П. [2, 3], Геллера Ю.А. [4], Гольдштейна М.И. [5], Артингера И. [6], Коопа С.Г. [7]. Уникальные свойства теплостойких сталей приведены в технических справочниках и учебниках [8 – 12]. Современное состояние и перспективы использования теплостойких (быстрорежущих) сталей для упрочнения деталей машин и металлорежущего инструмента изложено в докторской диссертации Зубковой Е.Н. [13].

Теплостойкие стали высокой твердости занимают особое место среди большой группы быстрорежущих инструментальных сталей, применяемых для изготовления инструмента для обработки металлов резанием и давлением, а также для упрочнения поверхностных слоев с помощью наплавки. Теплостойкие стали обладают свойствами, удовлетворяющими основным требованиям, предъявляемым к материалу рабочего слоя многих деталей машин и инструмента металлургического оборудования, таким, как высокая и равномерная твердость, теплостойкость, износостойкость, удовлетворительная вязкость и прочность.

Они сочетают теплостойкость (600 – 700 °С) с высокой твердостью (63 – 70 HRC) и имеют повышенное сопротивление пластической деформации [13]. Быстрорежущие стали успешно работают в условиях нагрева рабочей поверхности и при высоких давлениях без больших динамических нагрузок.

Основными легирующими элементами являются вольфрам, молибден, ванадий. Все быстрорежущие стали легируют хромом, некоторые – кобальтом, при этом важным компонентом является углерод. Содержание углерода колеблется в пределах 0,7 – 0,95 %. Оно сопровождается ростом количества карбида Me_6C и

более легко растворимого карбида $Me_{23}C_6$ и увеличением в них концентрации углерода. Сталь при нагреве под закалку получает аустенит, более богатый углеродом, что усиливает дисперсионное твердение при отпуске, повышая вторичную твердость до 65 – 66 HRC и несколько меньше увеличивая теплостойкость. Износостойкость при этом возрастает преимущественно в результате повышения твердости отпущенного мартенсита.

Химический состав и свойства быстрорежущих сталей регламентируются ГОСТ 19265 – 73 (статус действующий). В таблице 1.1 приведены сведения об основных марках быстрорежущих сталей, их состав, режим термической обработки и свойства.

Таблица 1.1 – Состав и некоторые свойства быстрорежущих сталей (ГОСТ 19265 – 73)

Марка стали	Содержание основных элементов, %*масс.						Режим т.о.		HRC, не менее	Теплостойкость
	C	Cr	W	Mo	V	Co, N	t _{зак.} , °C	t _{отп.} , °C		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
P18	0,7...0,8	3,8...4,4	17,0...18,5	≤1,0	1,0...1,4	–	1270...1290	550...570	62	620
P12	0,8...0,9	3,1...3,6	12,0...13,0	≤1,0	1,5...1,9	–	1240...1260	550...570	62	620
P9	0,85...0,95	3,8...4,4	8,5...10,0	≤1,0	1,7...2,1	–	1220...1240	550...570	62	620
P6AM5*	0,82...0,90	3,8...4,4	5,5...6,5	5,0...6,5	1,7...2,1	0,05...0,1N	1210...1230	540...560	64	620
P6M5	0,82...0,90	3,8...4,4	5,5...6,5	5,0...5,5	1,7...2,1	–	1210...1230	540...560	64	620
P6AM5Ф3**	0,95...1,05	3,8...4,3	5,7...6,7	5,5...6,0	2,3...2,7	0,05...0,1N	1210...1230	540...560	64	630
P6M5Ф3	0,95...1,05	3,8...4,3	5,7...6,7	5,5...6,0	2,3...2,7	–	1210...1230	540...560	64	630
11P3AM3Ф2	1,02...1,12	3,8...4,3	2,5...3,3	2,5...3,0	2,2...2,6	0,05...0,1N	1190...1210	540...560	63	620
* Во всех сталях Mn ≤0,5%; Si ≤0,5%; Ni ≤0,4%; S ≤0,025...0,030%; P≤0,030...0,035%.										
** Допускается изготовление сталей без легирования азотом. В этом случае стали обозначают P6M5 и P6M5Ф3, соответственно.										

Различают быстрорежущие стали умеренной, повышенной и высокой теплостойкости. Теплостойкость первых составляет 600 – 615 °C, а последних воз-

растает до 620 – 630 °С. Основными легирующими элементами в теплостойких сталях являются вольфрам и молибден. Характерными представителями этой группы сталей являются вольфрамовые стали Р18, Р12 и вольфрамомолибденовая сталь Р6М5.

Свои высокие служебные характеристики быстрорежущие стали приобретают после сложной термической обработки (закалка с высоких температур и высокотемпературный отпуск). Режимы термообработки приведены в таблице 1.1. Проведение полной термической обработки деталей из теплостойких сталей вызывает технологические трудности.

Исследования, выполненные при производстве литого инструмента, изготовленного из быстрорежущих теплостойких сталей, показали, что при высоких скоростях кристаллизации и последующего охлаждения возможно получение достаточно мелкозернистой структуры и высокой степени легированности твердого раствора. Это позволяет отказаться от последующего отжига и закалки и ограничиться только высокотемпературным отпуском [13 – 18].

Обеспечение высокой твердости, теплостойкости и износостойкости рабочего слоя деталей машин и инструмента, а также удовлетворительной вязкости и высокой прочности основы, на наш взгляд, реализуемо при изготовлении биметаллических деталей и инструмента с применением наплавки активного рабочего слоя.

1.2 Наплавочные материалы, разработанные на базе теплостойких сталей высокой твердости, и перспективы их применения для упрочнения деталей машин

1.2.1 Роль и значение наплавки для повышения износостойкости деталей

Из всех существующих способов восстановления и повышения износостойкости деталей самого разнообразного назначения наибольшее распространение получила наплавка. В докладе на Международной конференции «Сварка и родственные технологии – в XXI век» [19] академик Патон Б.Е. отмечал: «Одной из важнейших составных частей сварочного производства является наплавка. Из

общего объема сварочных материалов для наплавки используется 8 – 10 % электродов и сплошных проволок, до 30 % порошковых проволок и практически все спеченные и порошковые ленты. В общих объемах наплавочных работ весьма велика доля восстановительной наплавки. Одна из актуальных задач – повышение уровня механизации наплавочных работ. Хорошие перспективы имеют способы наплавки, обеспечивающие минимальное проплавление основного металла: электрошлаковая (лентами), плазменно-порошковая, лазерная, микроплазменная» [19]. Другие исследователи [20] поддерживают эти направления развития наплавочных работ.

Теоретические основы существующих способов наплавки и опыт их практического применения впервые изложены в работах Фрумина И.И. [21 – 23], Демянцевича В.П. [24], Лившица Л.А. [25], Юзвенко Ю.А. [26], Патона Б.Е. [27], Тылкина М.А. [28, 29], Илюковича Б.М. [30]. Широкое применение наплавки для повышения износостойкости и при ремонте деталей машин и механизмов объясняется гибкостью и простотой этого метода, возможностью наносить на поверхность изделия материалы практически любого химического состава и физико-механических свойств. На поверхности изделия можно формировать слой наплавленного металла, обладающий комплексом желаемых свойств, износостойкий при комнатных и повышенных температурах, с высокой твердостью и жаропрочностью, кислотоупорный и т.п. Наплавка экономит дорогие легированные стали, позволяет наиболее полно использовать их ценные свойства путем создания биметаллических изделий, когда на сердцевину, изготовленную из дешевой углеродистой стали, наплавляется высоколегированный рабочий слой. При этом обеспечивается повышенная долговечность деталей. Экономия металла при многократном использовании изношенных деталей возможна в основном только за счет применения наплавки. Увеличение стойкости детали особенно важно, если от нее зависит работа высокопроизводительного агрегата, а ее замена связана с простоем. Как показывают экономические расчеты, применение метода наплавки деталей металлургического оборудования обеспечивает ежегодную экономию, исчисляемую миллионами рублей.

Из числа деталей металлургического оборудования в настоящее время наиболее часто наплавляют шейки, бочки и калибры прокатных валков, детали засыпного устройства доменных печей, правильные ролики, ролики рольгангов, ножи для срезания агломерата, крановые колеса, разнообразные валы и оси, металлорежущий инструмент, штампы холодной штамповки, тормозные шкивы различных механизмов, моталки прокатных станов, ножи для резки горячего и холодного металла и т. п.

Для упрочнения крупногабаритных деталей металлургического оборудования, работающих при высоких температурах, наиболее часто применяют электрошлаковую наплавку (ЭШН) разными наплавочными материалами. Основы электрошлаковых технологий упрочнения композиционными сплавами деталей, работающих при высокотемпературном износе, изложены в докторской диссертации Быстрова В.А. [31], где показано, что в этом направлении работают и многие другие исследователи: Лещинский Л.К. [32 – 35], Кулаков С.В. [36 – 38], Ксендзык Г.В. [39 – 42], Кусков Ю.М. [43 – 46], Данилов Л.И. [47], Цыкуленко Л.К. [48], Шабанов В.Б. [49] и Медовар Б.И. [50 – 54]. Вопросами совершенствования технологии наплавки прокатных валков активно занимаются в ИЭС им. Е.О. Патона: Кащенко Ф.Д. [55 – 58], Ветер В.В. [59, 60], Пряхин А.В. [61], Копчан А. [62]. Не обошли своим вниманием проблемы упрочнения деталей наплавкой и зарубежные исследователи [63 – 65]. В области упрочнения прокатных валков можно выделить работы: Carles P. [66], Nylen T. [67], Prenni L.J. [68], Xavier R.R. [69], Gaspard C. [70], Kudo T. [71], Olt G.A. [72], Ryu J.H. [73], Adams T.P. [74], Webber R.J. [75], Hashimoto M. [76], Bataille S. [77].

Следует отметить, что все описанные работы связаны с проблемами упрочнения деталей, работающих в условиях высоких температур, в том числе и работы Быстрова В.А. [31, 78, 79], но они не связаны с темой настоящего исследования. К работам по упрочнению валков холодной прокатки можно отнести только работы Усынина В.Ф. [80], Зубкова Н.С. и Малушина Н.Н. [81, 82].

В настоящее время широкое применение получили способы наплавки, основанные на применении высококонцентрированных источников нагрева. К та-

ким способам упрочнения относятся: лазерное термоупрочнение и наплавка [83 – 85], электронно-лучевая наплавка [86]; плазменная наплавка и напыление [87 – 90]; обработка поверхности ультразвуком [91,92], пластическим деформированием [93], импульсными плазменными пучками [94.95], ионно-вакуумное осаждение. Эти и другие способы упрочнения поверхностного слоя являются перспективными технологиями в процессе производства наплавленных деталей и дают возможность целенаправленного формирования микроструктуры поверхности изделий и получения нового повышенного комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств [96 – 101].

1.2.2 Наплавочные материалы для износостойкой наплавки деталей машин

Исходя из особенностей поведения сталей и сплавов при высоких температурах и при переменном тепловом режиме, можно наметить общие требования, которые целесообразно предъявлять к активному поверхностному слою, сформированного с помощью наплавки [21, 27]:

- 1) высокую твердость и износостойкость при нормальных и повышенных температурах, сочетающуюся с вязкостью, статической и усталостной прочностью;
- 2) высокую термостойкость: наплавленный металл должен хорошо сопротивляться образованию трещин разгара при циклическом изменении температур, в ряде случаев сопротивляемость формоизменению также играет существенную роль;
- 3) достаточную прочность и пластичность при повышенных температурах;
- 4) минимальную склонность к старению и тепловой хрупкости;
- 5) высокое расположение критических точек: это связано с опасностью многократных $\alpha \rightarrow \gamma$ и особенно $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений при нагреве и охлаждении;
- 6) удовлетворительную теплопроводность, обеспечивающую быстрый отвод тепла от контактной зоны во внутренние слои детали;
- 7) достаточно высокую коррозионную стойкость при воздействии высокотемпературной газовой среды;

8) минимальное содержание дорогостоящих и дефицитных легирующих элементов. Применительно к наплавке только активного рабочего слоя последнее требование не имеет решающего значения.

Наиболее полно этим требованиям отвечают ставшие традиционными наплавочными материалами теплостойкие быстрорежущие стали. В соответствии с проектом классификации наплавленного металла по химическому составу, предложенным Международным институтом сварки, они относятся к типу F и H [27]. Кроме штамповых и быстрорежущих сталей находят применение при наплавке деталей металлургического оборудования и другие материалы: хромистые стали, высокохромистые чугуны, кобальтовые сплавы с хромом и вольфрамом (таблица 1.2). Для наплавки в настоящее время используются сплавы весьма разнообразных композиций. В технической литературе и каталогах можно найти несколько сотен вариантов составов наплавленного металла, часто незначительно отличающихся друг от друга, но носящих разнообразные названия и обозначения. Состав наплавленного металла важнейших типов приведен в таблице 1.2. Из данных таблицы 1.2. видно, что основными легирующими элементами в рассматриваемых типах наплавленного металла, применяемого при наплавке деталей металлургического оборудования, являются углерод, хром, вольфрам. Эти элементы – обязательные компоненты в большинстве наплавочных материалов, которые можно классифицировать как Fe–C–Cr–W стали. Другим признаком данной группы сталей является структура наплавленного металла, состоящая из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов. В основном все многообразие составов наплавленного металла является дальнейшей разработкой и модификацией традиционных, хорошо изученных и широко применяемых инструментальных сталей типа 3X2B8 и P18.

Они имеют после закалки твердую металлическую основу (мартенсит) и распределенные в ней еще более твердые карбиды. Эти стали подвергают отпуску таким образом, чтобы они сохранили мартенситную структуру с дисперсными карбидами, выделившимися из мартенсита, и высокую твердость: 58 – 60 HRC, а чаще 60 – 65 HRC и выше.

Таблица 1.2 – Тип наплавленного металла в зависимости от его химического состава

Тип наплавленного металла	Условн ое обозна чение	Содержание, % масс.										HRC
		C	Mn	Cr	Ni	W	V	Mo	Co	Прочие		
Нелегированные или низколегирован ные стали ($\leq 0,4$ % C)	A	$\leq 0,4$	0,5– 3,0	0– 3	0–3	–	–	0– 1	–	–	–	40
Нелегированные или низколегирован ные стали ($\geq 0,4$ % C)	B	$\geq 0,4$	0,5– 3,0	0–5	0–3	–	–	0–1	–	–	–	60
Аустенитные высокомарганцев ые стали	C	0,5– 1,2	11–16	0–1	0–3	–	–	0–1	–	–	–	50
Аустенитные хромоникелевые стали	D	$\leq 0,3$	1–8	13– 30	5–25	–	–	–	–	0– 1,5Ti	0–1,5 Nb	40
Хромистые стали	E	0,2– 2,0	0,3– 1,5	5– 30	0–5	0– 1,5	0– 0,5	0–1	–	–	–	45
Быстрорежущие стали	F	0,6– 1,5	$\leq 0,5$	4–6	–	1,5– 18	0–3	0– 10	0– 15	–	–	62
Высокохромитые специальные чугуны	G	1,5– 5,0	0–6	25– 35	0–4	0–5	0–1	0–3	0–5	0– 15Ti	0– 1,5B	60
Хромовольфрамо вые теплостойкие стали	H	0,2– 0,5	$\leq 1,0$	1–5	0–5	1– 10	0,15 –1,5	0–4	–	–	–	45
Кобальтовые сплавы с хромом и вольфрамом	N	0,7– 3,0	$\leq 0,4$	25– 33	0–3	3– 25	–	0–3	30– 70	≤ 6 Fe	–	40
Никелевые сплавы с хромом и бором	Qa	$\leq 1,0$	–	8– 18	65– 85	–	–	–	1– 1,5	2–5Si	2–5B	55
Никелевые сплавы с молибденом	Qв	0,12	–	0– 18	60– 80	0– 20	0,2– 0,6	8– 35	0– 2,5	4–7Fe	–	200HB
Карбидные сплавы зернистые спеченные	P	$\geq 3,0$	$\geq 2,0$	–	–	≥ 45	–	–	–	–	–	67

Типичный представитель данного класса – наплавленный металл типа стали P18 [21, 22, 27]. Металл такого химического состава получают как при наплавке порошковой проволокой ПП-P18, так и электродами типа ЭН-80В18Х4Ф-60.

Промышленностью выпускаются электроды для дуговой наплавки марок ЭНР-62 и ЦИ-1М. Твердость после наплавки и термической обработки этими электродами составляет 56 – 62 HRC.

Сталь 3Х2В8 является наиболее распространенной среди наплавочных материалов. Наплавочные материалы этого класса были разработаны и внедрены доктором технических наук, профессором И.И. Фруминым [21, 22]. В настоящее время при наплавке деталей самого разнообразного назначения применяют порошковую проволоку ПП-Нп-35В9Х3СФ (ПП-3Х2В8) или цельнотянутую ЭИ-701, а также электроды типа ЭН-30Х3В8-40.

Таблица 1.3 – Химический состав хромовольфрамового наплавленного металла

Маркировка	Содержание, % масс.							
	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Co
3Х2В8	0,35	0,8	0,9	2,5	8,5	0,3		
3Х2В4Ф	0,35	0,2	0,4	2,5	4,5	0,6		
P18	0,75	0,4	0,4	4,2	18	1,2		
P6M5	0,85	0,7	0,5	4	6	1,7	5	
P9	0,95	0,4	0,4	4,3	9	2,3		
P13K3	1	1	0,5	4,5	12,5	2,2		3

Основными легирующими элементами в данных наплавочных материалах являются углерод (0,2 – 1,5 %), хром (1 – 6 %) и вольфрам (1 – 18 %). Суммарный эффект влияния легирующих элементов проявляется при высоком отпуске: чем быстрее прогрессирует коагуляция карбидных частиц, тем сильнее понижение твердости при повышении температуры отпуска и увеличении его длительности.

Влияние комплексного легирования на упрочнение инструментальных сталей достаточно полно представлено в работах Гудремона Э., Гуляева А.П., Геллера Ю.А. [1 – 4]. При высоких температурах наплавленный металл на основе теплостойких сталей обладает высокой прочностью и вместе с тем сохраняет достаточную пластичность.

Кроме хорошей красностойкости у хромовольфрамовых сталей критический интервал температур, при которых начинаются фазовые превращения, расположен достаточно высоко, что является одним из важных требований к составу

наплавленного металла. Так, у стали P18 интервал $A_1 = 810 \div 860$ °C, у стали 3X2B8 – 810 °C [11]. Это гарантирует при нагреве поверхности детали до температуры 800 °C отсутствие тонкого закаленного слоя, так как объемный эффект превращения способствует образованию трещин.

Одной из главных характеристик теплостойких наплавочных материалов является теплостойкость (или красностойкость), т.е. устойчивость против отпуска при нагреве деталей в процессе работы. По предложению Геллера Ю.А. все инструментальные стали принято классифицировать по свойствам [4]. Классификация по свойствам и прежде всего по теплостойкости является наиболее важной, так как она одновременно характеризует природу упрочнения, вызываемого термической обработкой и определяющего условия использования наплавочных материалов. Наплавочные материалы рационально также распределить на три группы: теплостойкие, полутеплостойкие и нетеплостойкие.

К теплостойкому наплавленному металлу следует отнести сложнолегированные стали, приобретающие высокую твердость, прочность и износостойкость в результате двойного упрочнения: мартенситного при закалке и дисперсионного твердения при отпуске (500 – 625 °C), вызываемого выделением упрочняющих фаз. Такими фазами для большинства сталей являются сложные карбиды вольфрама, молибдена, ванадия, создающие карбидное упрочнение, а у некоторых сталей и сплавов – интерметаллиды, создающие интерметаллидное упрочнение. Карбиды названных элементов выделяются из мартенсита и коагулируют при 500 – 650 °C, а интерметаллиды – при 650 – 720 °C. Свойства, полученные термической обработкой, сохраняются при высоком нагреве.

Химический состав наиболее часто применяемых наплавочных материалов на основе теплостойких сталей приведен в таблице 1.4. [21 – 23, 27].

Теплостойкие стали наиболее полно удовлетворяют требованиям, предъявляемым к активному слою многих деталей металлургического оборудования. Применение их при наплавке деталей дает значительное повышение стойкости и производительности, экономит расход дорогих легирующих элементов. Сравнительно высокая стоимость и дефицитность вольфрама ограничивает применение

хромовольфрамowych сталей для изготовления цельнометаллических изделий. Наплавка позволяет использовать преимущества этих сталей при минимальном расходе дорогих легирующих элементов. Хорошая изученность сталей данного класса позволяет создавать наиболее рациональные наплавочные материалы, наиболее полно использовать свойства основных легирующих элементов.

Таблица 1.4 – Химический состав широко применяемых наплавочных материалов [21 – 23, 27]

Наплавленный металл	Содержание элемента, % масс.								Твердость после наплавки, HRC
	C	Si	Mn	Cr	W	Ni	Ti	Mo	
Нетеплостойкие инструментальные стали									
15ХНМ	0,15	0,65	0,7	1,2		1,26		0,35	40–45
3Х5Г2М	0,3	0,6	1,8	5			0,1	0,7	40–43
60Х3	0,6	0,25	0,4	1					46–55
У10Х3М	1,0	0,25	1,5	3				1	48–62
Полутеплостойкие инструментальные стали									
120Х12М	1,2	0,3	0,3	12				0,7	38–45
200Х12ФМ	2	0,3	0,4	12,5	1..2				40–48
1Х15Н2Т	0,15	0,2	0,6	15		1,8	0,2		
Х18Н9Т	0,1	0,8	0,8	17		8,5	0,15		
3Х13	0,25	0,3	0,4	12					45–52
4Х5М	0,4	0,2	0,4	5				1,5	42–46
У3Х28Н4С4	4,29	3,5	1	28					48–54
Теплостойкие инструментальные стали									
3Х2В8	0,35	0,8	0,9	2,5	8,5				44–50
3Х2В4Ф	0,35	0,2	0,4	2,5	4,5				42–48
P18	0,75	0,4	0,4	4,2	18				54–56
P6М5	0,85	0,7	0,5	4	6			5	52–54
P9	0,95	0,4	0,4	4,3	9				52–54
P13Н3	1,0	1	0,5	4,5	12,5				
Х10В14	3,6	0,6	0,4	10	14				
25Х5ФМ	4,29	1,1	0,6	5,2				1,2	40–46

За последние годы разработаны стали значительно большей теплостойкости, сохраняющие свои свойства до температур 700 – 770 °С. Многие новые быстрорежущие стали получают после термической обработки очень высокую твердость: 70 HRC (вместо 65 – 67 HRC) при сохранении достаточно высоких характеристик прочности и вязкости.

Все это позволяет значительно повысить стойкость деталей, а, следовательно, и производительность агрегатов и приближает свойства теплостойких быстрорежущих сталей к свойствам твёрдых сплавов. Интенсивное развитие техники требует также создания новых наплавочных материалов на основе теплостойких сталей с повышенными эксплуатационными свойствами. Разработаны наплавочные материалы для инструмента холодного деформирования, сочетающие более высокое сопротивление пластической деформации с повышенной износостойкостью [21 – 23]. Это открывает дальнейшие перспективы для более широкого использования теплостойких сталей высокой твердости в качестве наплавочных материалов для износостойкой наплавки.

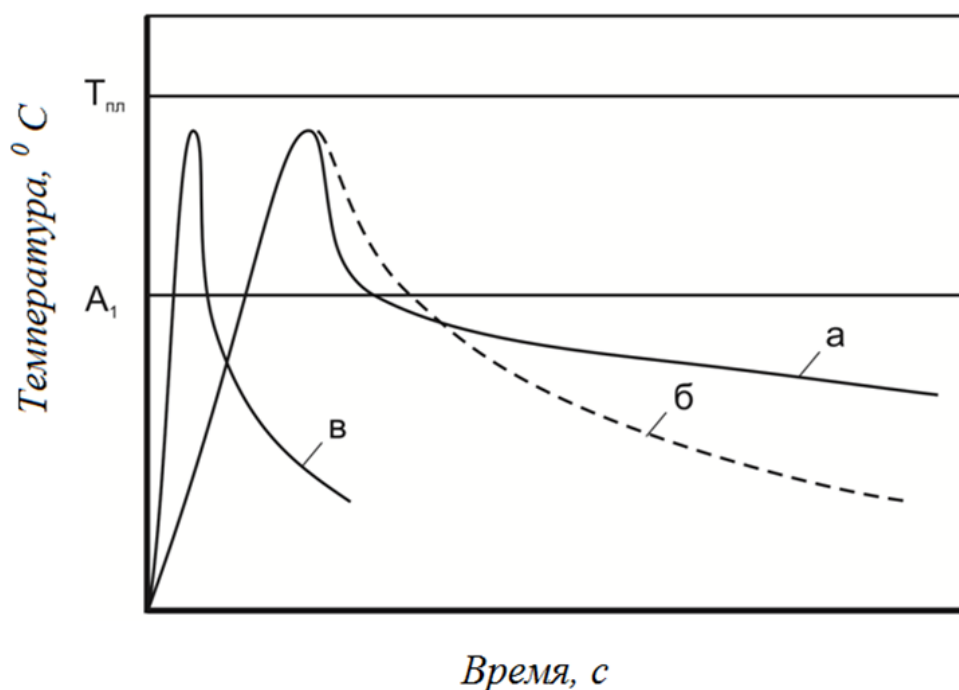
1.3 Анализ традиционной технологии наплавки теплостойкими сталями высокой твердости

Основной трудностью, возникающей при наплавке теплостойкими сталями деталей металлургического оборудования, является образование холодных (закалочных) трещин в процессе и после наплавки [21, 27]. Решающее влияние на стойкость высоколегированного наплавленного металла против образования холодных трещин оказывает перегрев в околошовной зоне, температурный интервал мартенситного превращения металла наплавки и скорость охлаждения в этом интервале. Чем меньше перегрев, выше температура мартенситного превращения и медленнее охлаждение, тем меньше нарушается атомное строение на границах зерен и соответственно затрудняется зарождение трещин. А также, чем выше пластичность мартенсита, тем значительнее его сопротивляемость развитию трещин.

Образование трещин затрудняется при повышении температуры мартенситного превращения и замедлении скорости охлаждения. При этом уменьшается перепад продольных напряжений на границе околошовная зона – шов, смягчается напряженное состояние в участке наиболее вероятного зарождения трещин. Принято считать, что если ограничить перегрев и предупредить образование мартенсита или достаточно высоко сместить температурный интервал его образования, то возникновения холодных трещин можно не опасаться. Их не будет и в том случае, если достаточно сильно замедлить охлаждение в мартенситном интервале

температур. Мартенсит при этом отпускается (самоотпускается) и становится не склонным к замедленному разрушению.

Наиболее простой и эффективный способ борьбы с трещинами заключается в регулировании термического цикла путем выбора соответствующих методов и режимов наплавки, а также использования в необходимых случаях предварительного подогрева. Идеальный термический цикл, обеспечивающий наивысшую стойкость против образования холодных трещин, приведен на рисунке 1.1. При таком термическом цикле перегрев не развивается вследствие быстрого нагрева и охлаждения металла при температурах выше точки A_1 .



а – «идеальный», с высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин;

б – при электродуговой сварке; в – при электронно-лучевой сварке

Рисунок 1.1 – Сварочные термические циклы [27]

Замедленное охлаждение при температурах ниже точки A_1 уменьшает вероятность образования закалочных структур, что повышает сопротивляемость стали замедленному разрушению и образованию холодных трещин, так как медленное охлаждение способствует развитию в наплавленном металле перлитного и промежуточного превращений переохлажденного аустенита и устраняет или смещает $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситное превращение в область высоких температур [21, 27]. Этому

весьма активно способствует замедленное охлаждение наплавленной детали в интервале температур мартенситного превращения. В результате самоотпуска мартенсита при температуре ниже 350 °С упорядочивается кристаллическое строение металла в объемах, примыкающих к границам зерен, повышается пластичность металла в целом и затрудняется возникновение и развитие трещин. Реальные термические циклы, близкие к идеальным термическим циклам, можно получить при электроннолучевой сварке с предварительным подогревом или при многослойной дуговой сварке толстого металла с предварительным подогревом. Таковы основные теоретические положения, которые лежат в основе традиционной технологии наплавки теплостойкими сталями высокой твердости.

Для получения наплавленного металла, свободного от трещин, и обеспечения нужной твердости и износостойкости при наплавке деталей также уделяют серьезное внимание термическим условиям наплавки: температуре предварительного подогрева, тепловому состоянию детали в процессе наплавки и в процессе охлаждения после наплавки. Нагревать детали стараются более равномерно и небыстро, так как чрезмерно быстрый нагрев отдельных мест до 350 – 450 °С при холодных соседних участках может вызвать образование трещин.

Температура подогрева деталей под наплавку зависит от многих факторов: состава основного и наплавляемого металла, формы детали, режима наплавки и требуемых свойств наплавленного металла. Чем больше склонность наплавленного металла к образованию трещин, тем выше должна быть температура предварительного подогрева, так как считается, что предупредить образование трещин другим путем невозможно. Для предупреждения трещин, снижения внутренних напряжений и получения достаточно пластичной структуры наплавленного металла применяют обязательный предварительный подогрев деталей до температуры 350 – 400 °С при наплавке высоколегированной электродной проволокой ПП-3Х2В8 или цельнотянутой ЭИ-701. Для устранения трещин при наплавке быстрорежущих сталей типа F необходим предварительный и сопутствующий подогрев заготовок уже до температуры 500 – 700 °С [21, 27].

Особое значение имеет скорость охлаждения после наплавки. Она определяет структуру наплавленного металла, а, значит, – твердость, износостойкость и другие свойства. Так при первичной кристаллизации наплавленного металла типа 3Х2В8 из расплава выделяются кристаллы твердого раствора вольфрама, хрома и других примесей в γ -железе и в небольшом количестве – ледебуритная эвтектика. Ход дальнейшей кристаллизации определяется процессами распада аустенита.

Из диаграмм распада аустенита в стали 3Х2В8 (рисунок 1.2) видно, что вследствие торможения диффузии углерода присутствующими в твердом растворе легирующими элементами, образование перлита в хромовольфрамовой стали очень замедленно, тогда как бездиффузионное превращение – мартенситное и промежуточное – происходит сравнительно быстро. Для получения более пластичных продуктов распада аустенита обеспечивают замедленное охлаждение в утепленном коробе, а для массивных деталей проводят отпуск при температуре $T_{\text{отп}} = 520 \div 540$ °С и охлаждение вместе с печью [21, 27].

Структура наплавленного металла Р18 также определяется скоростью охлаждения. При умеренной скорости охлаждения (наплавка с подогревом до температуры 500 – 600 °С и последующее охлаждение с печью) из расплава сначала выделяются кристаллы δ -феррита (содержащего в твердом растворе W и Cr) с пониженным содержанием углерода. Расплав обогащается углеродом; происходит перитектическая реакция и δ -феррит частично превращается в аустенит. В конце затвердевания выделяется ледебуритная эвтектика в виде сетки по границам дендритных кристаллов [11, 21].

Наплавленные детали обычно подвергают механической обработке, которой предшествует отжиг. При наплавке сталью Р18 рекомендуют следующий довольно сложный режим обработки наплавленных заготовок [21, 27]. Нагрев до 660 °С и выдержка 4 ч, нагрев до 880 °С и выдержка 9 ч, охлаждение с печью до 750 °С в течение 3,5 – 4,0 ч и выдержка при 750 °С в течение 6 ч, охлаждение с печью до 400 °С и выдача заготовок на воздух. После отжига твердость наплавленного металла составляет 220 – 270 НВ. Изотермический отжиг наплавленного металла

типа 3Х2В8 осуществляется выдержкой при 750 °С в течение 6 ч. Твердость после отжига 190 – 220 НВ.

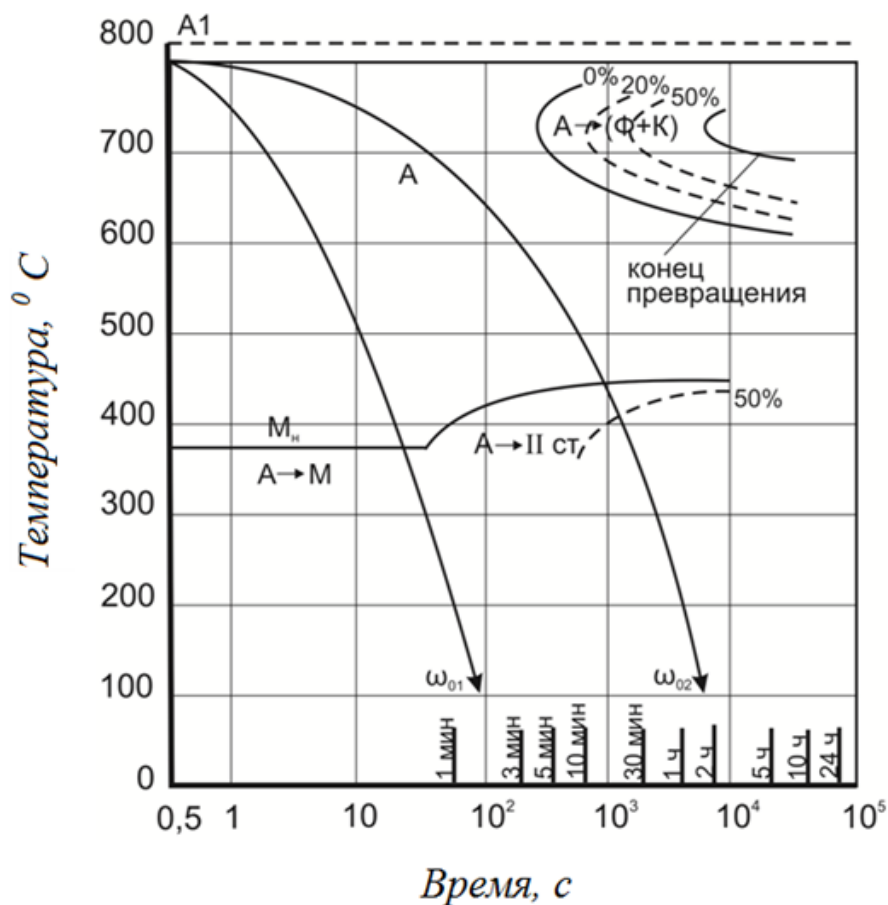


Рисунок 1.2 – Диаграмма изотермического распада аустенита стали 3Х2В8 [11]

Применение замедленных скоростей охлаждения наплавленного металла, рекомендуемое для предотвращения образования холодных трещин, приводит к тому, что наплавленный слой имеет низкую твердость, а, следовательно, и износостойкость.

Существующая технология наплавки теплостойкими сталями высокой твердости не позволяет получить наплавленный металл без холодных трещин и с высокой твердостью сразу после наплавки. Для повышения служебных характеристик наплавленного металла производят закалку и отпуск биметаллического изделия. Эта операция является сложной, так как необходимо обеспечить аустенизацию наплавленного слоя и вместе с тем избежать перегрева основного металла, обладающего низко расположенными критическими точками.

Для теплостойких сталей после закалки рекомендуется проведение термической обработки – 3-х – 4-х кратный часовой отпуск при 560 – 580 °С. После чего данные стали имеют оптимальную структуру и высокую твердость 60 – 62 HRC и красностойкость.

Таким образом, для износостойкой наплавки деталей машин и механизмов в настоящее время широко применяются наплавочные материалы, которые можно классифицировать как теплостойкие стали высокой твердости. Технология изготовления биметаллических изделий (наплавка с подогревом – отжиг – закалка – отпуск) неоправданно продолжительна и трудоемка. Существенным недостатком технологии является обязательное применение высокотемпературного подогрева ($T_{\text{подогрева}} = 350 \div 700 \text{ }^{\circ}\text{C}$), замедленного охлаждения и, как следствие, последующей закалки наплавленной детали. Эти технологические мероприятия позволяют избежать образования холодных трещин в наплавленном металле, однако при этом высокие эксплуатационные свойства теплостойких сталей используются не полностью. Применение высокотемпературного подогрева при наплавке теплостойкими сталями значительно усложняет технологический процесс получения биметаллического наплавленного изделия. Увеличиваются затраты на наплавку за счет необходимости нагрева и поддержания высокой температуры. Процесс наплавки за счет применения высокотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева и замедленного охлаждения значительно удлиняется. Кроме того, свои свойства – высокие твердость, прочность и износостойкость, красностойкость – теплостойкие стали получают в результате последующей закалки и отпуска. Рекомендованное для предотвращения холодных трещин замедленное охлаждение детали вызывает необходимость проведения последующей закалки биметаллического изделия, что само по себе является сложной задачей из-за различных свойств наплавленного высоколегированного слоя и низколегированной сердцевины. Закалка некоторых крупногабаритных деталей металлургического оборудования практически не осуществима. Существующие технологические процессы наплавки не позволяют достаточно полно использовать свойства металла наплавленного слоя.

Поэтому актуальной является задача разработки и создания новых способов наплавки теплостойкими сталями высокой твердости, позволяющих полностью использовать высокую твердость и износостойкость, заложенные металлургами и металловедом при создании этих сталей. Целесообразно процессы наплавки и закалки совместить, что позволяет получать наплавленный слой в состоянии, близком к закаленному состоянию. Необходимо также исключить подогрев или хотя бы снизить его температуру, применив новые способы борьбы с холодными трещинами.

1.4 Анализ существующих предпосылок для разработки способов наплавки теплостойкими сталями высокой твердости

Возникновение холодных трещин при наплавке теплостойкими сталями наиболее характерно при температурах ниже температуры начала мартенситного превращения. Часто трещины образуются при комнатных температурах спустя некоторое время после окончания процесса наплавки (замедленное разрушение). Понадобились многолетние исследования, позволившие выяснить основные закономерности образования холодных трещин при сварке и установить, что основными факторами, определяющими их возникновение и развитие в сварных соединениях, являются закалочные явления, суммарные напряжения (сварочные и от внешних нагрузок) и водород. Основы теории образования трещин изложены в учебниках и учебных пособиях по сварке [102 – 106] и в исследованиях Походни И.К. [107 – 108], Петрова Г.Л. [109], Шоршорова М.Х. [100], Прохорова Н.Н. [111, 112], Боровушкина И.В. [113], Фролова В.В. [114] и др.

В соответствии с водородной гипотезой основным фактором, определяющим стойкость околошовной зоны при сварке теплостойких сталей против образования трещин, является водород. Растворенный в металле атомарный водород легко диффундирует в области с меньшей его концентрацией – в наружную поверхность шва, затем, покидая шов, – в околошовную зону и в различные несплошности, имеющиеся в металле (поры, микропустоты и др.). Если в околошовной зоне закалочных структур нет, водород перемещается далее, в глубь металла, не проявляя охрупчивающего действия. Если же закалочная структура в

околошовной зоне образовалась, водород задерживается здесь, так как в мартенсите диффузионная подвижность его в несколько раз меньше, чем в феррито-перлитной стали [21, 27, 113, 114]. Скапливаясь в микропустотах и переходя в молекулярную форму, водород постепенно развивает в них высокое давление, создающее в окружающих объемах металла большие микронапряжения. Полагают, что охрупчивающее действие водорода связано с адсорбцией его как поверхностно-активного вещества поверхностью металла в микропустотах и в вершинах развивающихся трещин. Существует также мнение, что диффузионно-подвижный водород оказывает охрупчивающее действие, проникая в участки металла, которые находятся под действием максимальных трехосных напряжений. Гипотеза основывается на экспериментальных фактах, свидетельствующих о том, что применение при сварке закаливающихся сталей аустенитных электродов позволяет значительно снизить охрупчивающее действие водорода. В этом случае водород задерживается в аустенитном шве, так как растворимость водорода в аустените повышенная, а диффузионная подвижность невелика. Наряду с этим имеются многочисленные сведения о значительном повышении стойкости околошовной зоны против образования трещин при снижении содержания водорода в металле шва [21, 27].

Таким образом, водород в одних случаях существенно влияет на стойкость околошовной зоны против образования трещин, в других, например, при сварке среднелегированных сталей аустенитной проволокой, его роль второстепенна. Влияние водорода на образование холодных трещин необходимо рассматривать совместно с действием других факторов, обусловленных преимущественно закалочными явлениями и сварочными напряжениями. В соединениях с аустенитным швом положительное действие других факторов значительно преобладает над отрицательным действием водорода.

Закалочная гипотеза образования холодных трещин основана на большом экспериментальном материале исследований закалочных явлений. При этом особое значение имеют исследования, установившие наличие и сущность замедленного разрушения закаленных сталей. Это исследования Энтина Р.И [115], Курдю-

мова Г.В. [116, 117], Котрелла А.Х. [118], Штейнберга С.С. [119], Холломона Д.Н. [120], Билби Б.А. [121], Кауфмана Л. [122], Береснева Г.А. [123], Архарова В.И. [124], Русакова А.А. [125].

С позиций закалочной гипотезы возникновение холодных трещин объясняется следующим образом:

1. Переохлаждение аустенита в некоторых зонах сварного соединения приводит к тому, что перестройка решетки γ -железа в решетку α -железа и образование мартенситных структур в этих зонах совершаются при низких температурах, когда металл обладает высокой прочностью и упругостью.

2. Превращение аустенита в мартенсит сопровождается увеличением объема металла, значительным повышением его прочности и резким снижением пластичности.

3. Образующиеся объемы мартенсита стремятся расшириться, но, встречая сопротивление слоев окружающего металла, сами оказываются сжатыми.

4. Между различными зонами сварного соединения возникает сложное поле собственных напряжений и деформаций. В результате на границе раздела шов – основной металл появляются большие скалывающие напряжения, способствующие замедленному разрушению закаленной стали и образованию холодных трещин типа отколов.

Типичная структура закаленной стали, склонной к замедленному разрушению, наблюдается в участке перегрева околошовной зоны. Она характеризуется крупным зерном и соответственно крупными мартенситными иглами, выходящими своими торцами на границы зерен. В результате изменений в пограничных объемах зерен искажается атомное кристаллическое строение металла. Можно предполагать, что по строению и свойствам эти пограничные участки зерен приближаются к аморфным телам. Как известно, аморфные тела могут претерпевать значительную деформацию во времени под действием постоянной нагрузки, недостаточной для заметного деформирования тел при кратковременном её действии. В свете современных представлений о строении мартенсита отмеченное искажение кристаллической решетки следует связывать с тем, какой мартенсит

образуется в околошовной зоне – дислокационный, относительно пластичный, или двойниковый, весьма хрупкий. Последнее определяется содержанием углерода в стали и температурой мартенситного превращения.

Изложенное позволяет с точки зрения закалочной гипотезы объяснить влияние многочисленных и разнообразных факторов на стойкость соединений против образования холодных трещин. Стойкость соединения против образования холодных трещин определяется, с одной стороны, сопротивляемостью металла замедленному разрушению, и, с другой стороны – напряженным состоянием в сварном соединении. При этом принципиально важно учитывать, во-первых, влияние различных факторов на изменение условий локальной пластической деформации по границам зерен, и, во-вторых, их влияние на стойкость участков сварного соединения развитию холодных трещин.

Все факторы, вызывающие упорядочение атомного строения по границам зерен, затрудняющие образование сдвигов по этим границам и способствующие вовлечению в пластическую деформацию тела зерна, повышают стойкость металла против образования холодных трещин, затрудняя их зарождение. Такое же влияние оказывают факторы, исключаящие или ослабляющие возможность образования зародышей холодных трещин от неметаллических включений, микроскопических горячих трещин – надрывов и т.п.

Решающее влияние на стойкость сварных соединений теплостойких сталей против образования холодных трещин оказывает перегрев в околошовной зоне, температурный интервал мартенситного превращения в этой зоне и в металле шва, скорость охлаждения наплавленного металла в этом интервале. Чем меньше перегрев, выше температура мартенситного превращения и медленнее охлаждение, тем меньше нарушается атомное строение на границах зерен и соответственно затрудняется зарождение трещин. Кроме того, чем выше пластичность мартенсита, тем выше его сопротивляемость развитию трещин. Если ограничить перегрев и предупредить образование мартенсита или достаточно высоко сместить температурный интервал его образования, то возникновения холодных трещин можно не опасаться. Их не будет и в том случае, если достаточно сильно замед-

лить охлаждение в мартенситном интервале температур. Мартенсит при этом самоотпускается и становится не склонным к замедленным разрушениям.

Отсюда следует, что факторы, от которых зависит процесс образования холодных трещин, определяются термическим циклом сварки и наплавки.

Свойства наплавленного металла определяются его термической историей: температурой нагрева, временем пребывания при этих температурах, скоростью нагрева и охлаждения. Конечная структура металла после охлаждения до нормальной температуры зависит от того, какая структура образуется в нем в процессе нагрева к моменту начала охлаждения, а также от структурных превращений при охлаждении, определяемых термическим циклом. Отсюда следует, что наиболее простой и эффективный способ борьбы с холодными трещинами при наплавке заключается в регулировании термического цикла наплавки путем выбора соответствующих методов и режимов наплавки, а также использование в необходимых случаях предварительного подогрева

При рассмотрении способов наплавки, позволяющих при повышенной скорости охлаждения избежать образования трещин, особое внимание уделим анализу термических циклов.

1.4.1 Новые тенденции развития технологии сварки высокопрочных сталей

Заслуживает внимания с точки зрения структуры термического цикла технология сварки высокопрочных сталей. До настоящего времени в сварочной технике была развита тенденция повышать температуру превращения аустенита при сварке с целью увеличения технологической и эксплуатационной прочности сварных соединений из высокопрочных сталей. Для этого применяли стали с ограниченным эквивалентом углерода, а также уменьшали скорость охлаждения околошовной зоны [21, 27, 103, 106].

В последнее время в производстве сварных конструкций из сталей повышенной прочности наметилась противоположная тенденция. При этом стремятся повысить концентрацию легирующих элементов в металле шва до таких значений, при которых температура превращения аустенита в нем становится ниже

комнатной. В данном случае при завершении процесса сварки с высокой скоростью охлаждения металл шва состоит из аустенита, δ -феррита и мартенсита. Наличие большого количества аустенита, а также некоторого количества δ -феррита обуславливает высокую сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин. После сварки производят обработку зоны шва холодом до отрицательных температур, что приводит к превращению остаточного аустенита. Затем сваренные элементы подвергают искусственному старению при 450 – 500 °С, повышая предел прочности до ~1200 МПа. Для выполнения сварки с высокой скоростью охлаждения в качестве сварочной проволоки используется аустенитная сталь. Метод сварки высокопрочных сталей с применением аустенитного присадочного материала и обработки холодом применяли Кутсуна М. и Масумото И. [126, 127]. Предварительно авторами был произведен поиск присадочного металла, существенно изменяющего свойства при их обработке холодом. За основу были приняты стали, содержащие 0,02 – 0,03 % С, 1,65 – 1,86 % Мо, 0,66 – 1,24 % Мн, 15 % Сг, 4,67 – 9,66 % Ni, 1,09 – 1,38 % Cu. При этом эквиваленты изменяются: $C_{гед} = 17,53 \div 17,79$ % и $Ni_{ед} = 5,58 \div 10,8$ %.

Авторы [127] успешно применяли разработанные наплавочные аустенитные материалы для сварки стали НТ-80 с пределом прочности 800 МПа методом дуговой сварки плавящимся металлическим электродом в среде инертного газа. Параметры режима сварки при этом были следующие: $I_{св} = 420 \div 440$ А, $U_d = 29 \div 28$ В, $V_{св} = 22$ см/мин.

Для предотвращения образования трещин при сварке высокопрочных сталей мартенситного класса японские ученые рекомендуют использовать в качестве сварочной проволоки аустенитную сталь. Особенностью термического цикла при этом является применение высоких скоростей охлаждения. Рекомендованные составы присадочных проволок в сочетаниях с составами сталей бейнитного класса дают металл шва с высоким содержанием аустенита и феррита. Это обуславливает высокое сопротивление сварных соединений из высокопрочных сталей образованию горячих и холодных трещин, а также обеспечивает малую склонность сварных соединений к хрупким разрушениям в условиях эксплуатации.

Опыт наплавки высокомарганцевой стали Г13 и сварки высокопрочных сталей показывает, что образования холодных трещин можно не опасаться, даже применяя высокие скорости охлаждения, если металл в процессе наплавки (сварки) находится в аустенитном состоянии. Благотворное влияние аустенитного металла шва на околошовную зону сталей часто связывают с его способностью адсорбировать большое количество водорода, однако исследования Прохорова Н.Н. [111, 112] показывают, что дело не только в этом.

Аустенитный металл шва ввиду относительно низкой температуры плавления способствует уменьшению перегрева околошовной зоны и, как следствие, повышению температуры начала превращения в ней аустенита. Исходя из этого, при наплавке теплостойкими сталями для предотвращения образования холодных трещин в процессе наплавки необходимо обеспечить аустенитную структуру наплавленного металла. Для обеспечения пребывания хромовольфрамового наплавленного металла типа 3Х2В8 в аустенитном состоянии необходимо при наплавке обеспечить скорость охлаждения большую, чем критическая и повысить устойчивость аустенита против распада при повторном кратковременном нагреве до температуры A_1 . Применяя сопутствующий подогрев с температурой, несколько превышающей температуру начала превращения, можно добиться сохранения аустенитной структуры в процессе наплавки. Обеспечение аустенитной структуры металла в процессе наплавки не представляется сложной задачей, так как теплостойкие стали обладают высоко расположенными критическими точками A_1 и низко лежащими точками начала мартенситного превращения.

Таким образом, соответствующим легированием теплостойких сталей и применением низкотемпературного подогрева можно добиться сохранения аустенитной структуры наплавленного металла и предотвратить его распад с образованием низкопрочных продуктов типа перлита, что должно обеспечить высокую сопротивляемость металла образованию трещин в процессе наплавки. При многослойной наплавке целесообразно применение высоких скоростей охлаждения металла в области наименьшей устойчивости аустенита. Такое охлаждение способствует сохранению легированного аустенита до окончания процесса наплавки.

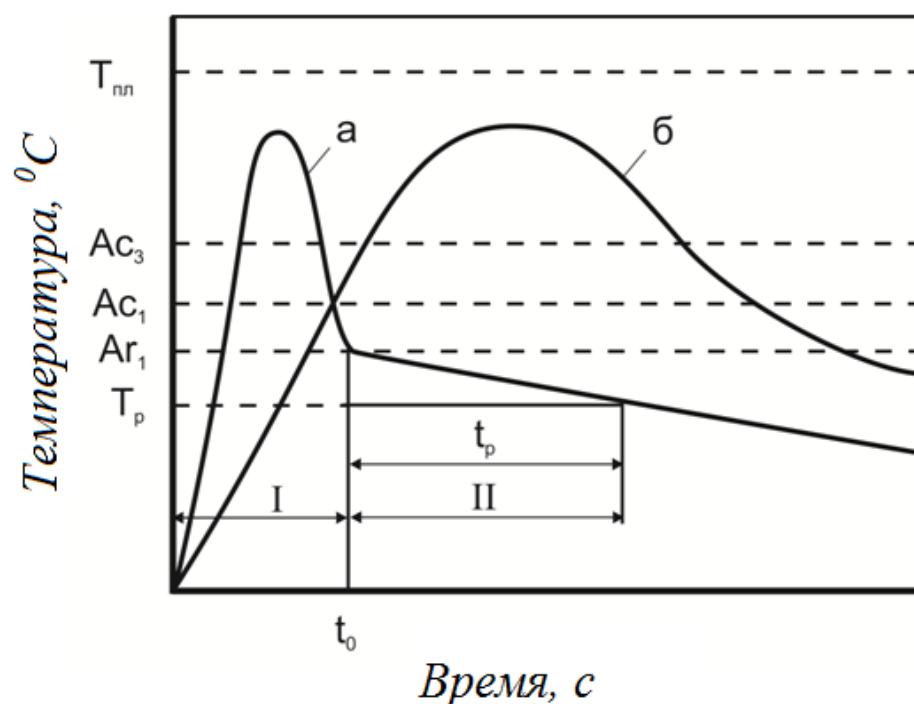
Свойства наплавленного таким способом металла приближаются к свойствам закаленного металла.

1.4.2 Особенности термического цикла при сварке термически упрочненной стали с применением сопутствующего охлаждения

Для уменьшения закалочных трещин рекомендуется сохранение аустенитной структуре наплавленного металла за счет применения высоких скоростей охлаждения. Каким же должен быть «идеальный» термический цикл на своей первой стадии – стадии нагрева и пребывания при высоких температурах? В этой связи определенный интерес представляет анализ технологии сварки термически упрочненной стали [128 – 131]. Термически упрочняемые стали находят широкое применение при изготовлении ответственных деталей различного назначения. Снижение преимуществ термически упрочненной стали – повышенной прочности, сопротивляемости хрупкому разрушению, благоприятной структуры и т.п. – под тепловым воздействием сварки (разупрочнение) уменьшает эффективность использования этих сталей.

Применяемые способы регулирования разупрочнения путем изменения химического состава стали, погонной энергии сварки и режима термической обработки позволяют несколько повысить агрегатную прочность соединений. Однако эти средства не являются радикальным решением вопроса разупрочнения. Снижение погонной энергии сварки, необходимое для ограничения разупрочнения, в ряде случаев вступает в противоречие с принятыми для конструкции оптимальными технологическими параметрами и производительностью сварки. Сказанное в равной мере относится к проблеме предотвращения холодных трещин по принципу регулирования скорости охлаждения, что весьма важно для наплавки теплоустойчивых сталей.

Кузьмак Е.М. и др. [128 – 131] считают, что решение данной задачи может быть найдено в воспроизведении режима термического упрочнения непосредственно во время сварки за счет применения «идеального» термического цикла. Такой «идеальный» цикл сварки, показанный на рисунке 1.3, воспроизводит термическую закалку, близкую по характеру к закалке с последующим отпуском.



Ar_1 и T_p – начальная и конечная температура распада аустенита в заданной области; t_p – время распада аустенита

Рисунок 1.3 – Схема «идеального» «а» и обычного «б» термических циклов сварки

Особенность «идеального» термического цикла в его двух стадиях термического режима: первая обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения при высоких температурах (что предотвращает рост зерна и распад аустенита в области образования равновесных структур), а, вторая характеризуется обычным замедленным охлаждением при данных температурах распада аустенита (что позволяет избежать или ограничить образование мартенсита и обеспечивает частичный отпуск).

В работах Кузмака Е.М. показана эффективность такого «идеального» цикла, осуществляемого с помощью сопутствующего охлаждения при относительно высокой погонной энергии сварки, применительно к сварке термически упрочненных сталей 16ГС, 17ГС, 09Г2С, 15ХГ, 10Г2ФР. Первая стадия термического цикла – ускоренный нагрев и охлаждение – была обеспечена сопутствующим охлаждением, вторая стадия – замедленное охлаждение – получена вследствие прерывания охлаждения и поступления тепла, «аккумулированного» в металле

шва, чему способствовало повышение погонной энергии сварки. Сопутствующее охлаждение увеличивает скорость нагрева, значительно сокращает время нагрева выше точки A_{c3} , повышает скорость охлаждения при высоких температурах. При этом происходит значительное измельчение зерна в околошовной зоне, почти полностью подавляется образование свободного феррита и повышается однородность по всей зоне. Сопутствующее охлаждение позволило полностью предупредить разупрочнение сварного соединения и перенести разрушение на основной металл.

Таким образом, несомненным достоинством «идеального» термического цикла при сварке термоупрочняемых сталей является первая его стадия, предотвращающая перегрев наплавленного металла, рост зерна и распад аустенита с образованием низкопрочных структур. Размер зерна основного металла у зоны сплавления оказывает существенное влияние на свойства сварного соединения. Размер зерна влияет на сопротивление пластической и межкристаллической деформации, на деформационную способность металла в температурном интервале хрупкости, на сопротивление хрупкому разрушению и т.п. Кроме того, размером зерна основного металла часто определяется ширина кристаллитов металла шва к моменту начала охлаждения зоны сплавления.

Анализ данных работ показывает, что уменьшение размера зерна благоприятно сказывается на улучшении свойств металла шва и околошовной зоны, обеспечивая высокие пластические свойства сварного соединения и предотвращая тем самым образование трещин.

Для уменьшения роста зерна в околошовной зоне применяют следующие способы:

- 1) увеличение энергии активации миграции границ за счет введения примесей, снижающих их деформационную подвижность;
- 2) уменьшение тепловложения при сварке за счет соответствующего выбора способа сварки или применения многоваликовых швов;
- 3) уменьшение температуры окружающей среды или применение искусственного охлаждения.

Для замедления роста зерна наплавленного металла наиболее эффективным является способ увеличения энергии активации миграции зерен, осуществляемый путем дополнительного легирования примесями, такими, как алюминий, титан, вольфрам, молибден и другими, снижающими диффузионную подвижность границ зерен. Применение сопутствующего охлаждения также благоприятно сказывается на уменьшении роста зерна наплавленного металла и увеличении стойкости против образования холодных трещин.

При наплавке теплостойкими сталями важно предотвратить распад аустенита в высокотемпературной зоне с образованием низкопрочных структур. Разупрочнение наплавленного металла имеет место в интервале температур ниже A_1 , что связано с процессами коагуляции карбидов. Процесс коагуляции в основном определяется температурным фактором и в меньшей степени зависит от времени [1 – 4]. Для уменьшения степени дисперсности карбидов необходимо снизить максимальную температуру нагрева металла и уменьшить пребывание в этой зоне. На процесс коагуляции карбидов значительное влияние оказывает степень легирования наплавленного металла. Это обусловлено тем, что энергия активации диффузии легирующих элементов выше, чем энергия активации углерода, что приводит к уменьшению скорости коагуляции. Поэтому при разработке способов наплавки теплостойкими сталями высокой твердости важное значение приобретает выбор системы легирования наплавленного металла. Комплексное легирование такими элементами, как углерод, вольфрам, молибден, алюминий, азот должно способствовать уменьшению роста зерна аустенита, замедлению процессов коагуляции карбидов, предотвращению распада аустенита с образованием низкопрочных структур. Применение быстрого нагрева и охлаждения на первой стадии термического цикла при наплавке теплостойкими сталями также должно благоприятно сказаться на свойствах наплавленного металла.

1.4.3 Возможность использования эффекта сверхпластичности для уменьшения деформаций и напряжений при многослойной наплавке

Выше было показано, что получение необходимых свойств наплавленного металла возможно путем осуществления наплавки по определенному термическому циклу. Этот цикл должен обеспечить ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения при высоких температурах, что предотвращает рост зерна и распад аустенита в области образования низкопрочных структур. Для предотвращения образования трещин в процессе наплавки металл должен находиться в аустенитном состоянии, что возможно за счет применения подогрева до температуры, несколько превышающей температуру начала мартенситного превращения M_n . Однако при наплавке теплостойкими сталями в аустенитном состоянии возможно накопление высокого уровня временных напряжений. Эти напряжения и напряжения, возникающие в момент мартенситного превращения, могут привести к образованию трещин. Необходимо каким-то образом уменьшить уровень остаточных напряжений с тем, чтобы предотвратить образование трещин при охлаждении и последующем вылеживании наплавленной детали.

С этой целью целесообразно рассмотреть возможность уменьшения уровня временных напряжений в мартенситном интервале температур, используя явление сверхпластичности в момент протекания фазового превращения.

Под сверхпластичностью (эффектом повышенной пластичности) понимается явление резкого увеличения показателей пластичности и снижения сопротивления деформации при определенных видах механических испытаний при условии отсутствия на образцах зоны локализации деформации (при испытаниях на растяжение так называемой «шейки»). Сверхпластичность (superplasticity) – состояние материала, имеющего кристаллическую структуру, которое допускает деформации, на порядок превышающие максимально возможные для этого материала в обычном состоянии. Теоретические основы прочности и сверхпластичности изложены в работах Кайбышева О.А. [132, 133], Полухина П.И. [134]. Применение эффекта сверхпластичности в инструментальном производстве рассмотрено в работе Гнусова С.Ф. [135], а проявление сверхпластичности в быстрорежущих

саях впервые отмечено в работах Гуляева А.П. [136, 137]. Современное состояние применения сверхпластичности в промышленности рассмотрено в работе Тусупжанова А.Е. Закономерности изменения структурно-фазовых состояний и механических свойств аустенитных сплавов при термомеханической обработке: дис...канд. техн. наук: 01.04.07 / Тусупжанов Айдын Елеусызович. – Красноярск, 2020. – 122 с. [138]. В диссертации Тусупжанова А.Е. отмечены работы Новикова И.И. [139], Панина В.Е. [140], Жилиева А.П. [141], Ларикова Л.Н. [142], Грабовского М.В. [143], Потехина В.А. [144], Пигенко А.А. [145] и др. За рубежом исследованиями в области пластичности и сверхпластичности занимаются Humphreys F.J. [146], Burke J.E. [147], Martin J.W. [148], Guy A.G. [149], Cotterill P. [150], Langdon T.G. [151, 152], Backofen W.A. [153] и Пуарье Ж.П. [154].

В теории прочности и пластичности различают два принципиально отличных друг от друга типа сверхпластичности. В одних случаях это явление наблюдается при деформировании полиморфных металлов или сплавов, испытывающих при определенных температурах фазовое превращение вблизи температуры перехода, в других – при деформации двух и многофазных сплавов, неполиморфных металлов при постоянной температуре в отсутствие фазовых превращений. Установлено, что проявление эффекта сверхпластичности зависит от одновременного действия многих факторов: исходной структуры сплава, ее изменения в процессе пластического течения, температурно-скоростных условий деформации. Металлы и сплавы по признаку проявления в них эффекта сверхпластичности разделяют на две группы: 1) имеющие характерную микроструктуру (стабильное ультрамелкое зерно) – структурная сверхпластичность; 2) металлы или сплавы, в которых в процессе деформации происходят фазовые или иные структурные превращения.

Явление сверхпластичности при фазовых превращениях нашло применение в способе многопроходной сварки конструкций, не подвергающихся последующей термической обработке [155]. Для обеспечения заданной геометрии свариваемой детали и снижения остаточных напряжений за счет фазовых превращений с присадочным материалом, происходящих в процессе охлаждения шва, сопровождающихся возникновением аномальной (повышенной) пластичности, сварной

шов выдерживают при температуре выше температуры начала возникновения аномальной пластичности во время выполнения всех проходов, а затем охлаждают до температуры окончания фазовых превращений. Сущность использования эффекта повышенной пластичности в предлагаемом способе сводится к тому, что вызванные неравномерным охлаждением ниже температуры A_{c1} в зафиксированной детали внутренние напряжения ликвидируются в результате их локальной релаксации в зоне сварного шва в момент протекания в нем фазовых превращений, сопровождающихся возникновением аномальной (повышенной) пластичности. Сварку производят с присадочным материалом, претерпевающим в процессе охлаждения сварного соединения фазовые, например, мартенситные превращения, сопровождающиеся возникновением аномальной пластичности с обязательной фиксацией свариваемых элементов. Присадочный материал выбирают таким образом, чтобы фазовые превращения происходили при температурах, близких к комнатным температурам. Если температура фазовых превращений присадочного материала ниже комнатной, например, при сварке с присадочным материалом переходного класса, то производят охлаждение детали до отрицательных температур, соответствующих окончанию фазовых превращений наплавленного металла. При многопроходной сварке толстостенных конструкций, особенно когда протяженность сварных швов достаточно велика, каждый предшествующий слой многослойного шва, охлаждаясь раньше последующих, претерпевает фазовые превращения, при этом повторный разогрев этого слоя приводит к возникновению тепловых напряжений, которые уже не могут быть ликвидированы, так как фазовые превращения в этих нижележащих слоях уже произошли. Поэтому при многопроходной сварке поддерживают температуру всего сварного стыка до полного его заполнения на $50 - 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ выше температуры начала фазовых превращений присадочного материала, что исключает возможность возникновения аномальной пластичности в шве до окончания заполнения разделки шва. После выполнения всех проходов сварной шов охлаждают до температуры окончания фазовых превращений [155].

Использование эффекта сверхпластичности при фазовых превращениях в способе многопроходной сварки является новым и, на наш взгляд, перспективным методом снижения остаточных напряжений и уменьшения склонности к трещинообразованию и может найти применение при многослойной наплавке теплостойкими сталями высокой твердости.

Таким образом, наиболее простым и эффективным способом борьбы с холодными трещинами и получения наплавленного металла с необходимым комплексом свойств является регулирование термического цикла сварки. «Идеальный» термический цикл при наплавке теплостойкими сталями должен обеспечить предотвращение развития перегрева в околошовной зоне и возникновения грубой столбчатой структуре в металле наплавки; распад аустенита на низкопрочные продукты; пребывание наплавленного металла в процессе наплавки в аустенитном состоянии; релаксацию термических и структурных напряжений; возможность проведения закалки наплавленного металла в процессе наплавки.

Многие из перечисленных стадий термического цикла с успехом реализуются в практике наплавочных работ. Налицо все предпосылки для разработки новых способов наплавки теплостойкими сталями высокой твердости, позволяющих исключить применение высокотемпературного подогрева, упростить технологию изготовления биметаллических деталей с высокой твердостью при отсутствии закалочных трещин. Новым и перспективным способом борьбы с холодными (закалочными) трещинами в процессе охлаждения наплавленного изделия может явиться эффект повышенной пластичности (сверхпластичности) при мартенситном превращении. Явление сверхпластичности достаточно хорошо изучено и нашло применение в практике прокатного и штамповочного производства. Проявление эффекта сверхпластичности в теплостойком наплавленном металле не изучено, возможность использования данного явления для борьбы с холодными трещинами не проверялась. В связи с поставленной задачей представляется необходимым комплексное изучение вопроса упрочнения наплавленного теплостойкого металла высокой твердости. Недостаточно ясным является вопрос о причинах образования холодных трещин в исследуемых сталях: являются ли они следстви-

ем закалочных процессов или причиной образования холодных трещин является водород. Необходимо также произвести разработку новых наплавочных материалов и комплексных технологий упрочнения деталей машин и оборудования с применением наплавки теплостойкими сталями высокой твердости.

1. 5 Способы упрочнения поверхностного слоя рабочих валков холодной прокатки

Прокатные валки станов холодной прокатки работают в тяжелых условиях с большими статическими и динамическими нагрузками и должны обладать высокой прочностью, пластичностью и износоустойчивостью. Твердость поверхности бочки рабочих валков класса А должна быть 90 – 102 единицы по Шору (ГОСТ 3541 – 79) [156].

У бочки рабочих валков должен быть закаленный слой, состоящий из активного слоя и переходной зоны. Под активным слоем понимается закаленный слой металла от поверхности бочки до глубины, где твердость не больше чем на 5 единиц ниже минимальной твердости, установленной для валка данного класса. ГОСТ 3541 – 79 регламентирует глубину активного слоя: валков с бочкой диаметром до 250 мм – не менее 5 мм; для валков с бочкой диаметром 250 – 500 мм – не менее 4 % и при диаметре свыше 500 мм – не менее 3 % радиуса бочки.

Наружная поверхность валков должна быть гладкой и чистой без острых кромок и дефектов, видимых невооруженным глазом. К дефектам поверхности относят трещины, волосовины, плены, раковины, закаты, неметаллические включения, вмятины, глубокие риски от резца.

Для производства валков холодной прокатки следует выбирать сталь, характеризующуюся хорошей прокаливаемостью, высокими пластическими и прочностными свойствами, без наружных и внутренних дефектов: флокенов, трещин, неметаллических включений и пр. Перечисленным выше свойствам в основном отвечает высокохромистая сталь 9Х с добавлением некоторых легирующих элементов в зависимости от назначения и размера валков (таблица 1.5).

Таким образом, материал рабочих валков и технология их изготовления должны обеспечивать:

1. Высокую и равномерную твердость после закалки. Валки должны соответствовать классу А по ГОСТ 3541 – 79 с твердостью бочек 95 – 102 HSh и шеек 30–55 HSh.

2. Глубина активного слоя должна составлять не менее 5 % радиуса бочки.

3. Высокую термическую устойчивость (до 350 – 400 °С) при общем и локальном разогреве.

4. Высокую износостойкость.

5. Стойкость против образования трещин, выкрошек и других поверхностных дефектов.

6. Высокое качество поверхности после обработки.

7. Высокие механические свойства.

8. Оптимальное распределение и минимальную величину остаточных напряжений по всему сечению валка после закалки и отпуска (необходим плавный переход от закаленного слоя к внутренней области валка).

9. Отсутствие металлургических дефектов и загрязнений (грубых неметаллических включений) в стали, флокенов, грубых скоплений карбидов, карбидной сетки, крупноиглочатого мартенсита и других дефектов макро- и микроструктуры, а также дефектов механической обработки.

Таблица 1.5 – Химический состав сталей, применяемых для производства валков холодной прокатки ГОСТ 3541 – 79 [156]

Марка стали	Содержание элементов, % масс.							
	C	Mn	Si	Cr	V	Ni	<S	<P
9Х	0,8 – 0,95	0,2 – 0,35	0,25 – 0,45	1,4 – 1,7	–	0,25	0,03	0,03
9ХФ	0,8 – 0,95	0,2 – 0,45	0,2 – 0,4	1,4 – 1,7	0,1 – 0,25	0,3	0,03	0,03

Стойкость рабочих валков, изготавливаемых с применением закалки из сталей 9Х и 9ХФ, не удовлетворяет современным требованиям [157 – 161]. Важнейшим и решающим условием повышения долговечности валков является совершенствование технологии их изготовления с целью получения валков с более высокими эксплуатационными свойствами.

Качество валков в большой степени определяется чистотой металла [157 – 159]. Применение для изготовления валков сталей, содержание серы и фосфора в которых не превышает 0,005 – 0,008 % при минимальной загрязненности неметаллическими включениями и газами, способствуют повышению стойкости валков. Возможности существующих способов выплавки в отношении чистоты металла в значительной степени исчерпаны. В связи с этим все более широкое применение получают новые способы рафинирования стали. В современном производстве валков для получения высококачественной стали применяется способ электрошлакового переплава, разработанный институтом электросварки им. Е.О. Патона. Авторами работы [157] установлено, что применение электрошлакового переплава позволяет увеличить усталостную прочность валковой стали.

Эффективным способом повышения контактной выносливости поверхностных слоёв валков холодной прокатки является высокотемпературная термомеханическая поверхностная обработка. Сущность этого способа заключается в нагреве поверхностного слоя до аустенитного состояния при последующем пластическом деформировании поверхностных слоев роликами при температуре аустенизации и быстром охлаждении [157 – 159]. В результате наклепа аустенита создается мелкоблочная, с высокой плотностью дислокаций, структура, которая фиксируется закалкой. Образующийся мартенсит имеет бесструктурное или мелкоигольчатое строение. Результаты производственных испытаний валков, подвергнутых высокотемпературной термомеханической поверхностной обработке, показали, что стойкость валков увеличилась. Широкого распространения этот способ не получил, поскольку его практическое осуществление применительно к реальным изделиям встречает значительные трудности.

Одним из резервов повышения стойкости является перезакалка изношенных валков [162]. По мнению авторов, повышение стойкости валков перезакалкой обусловлено предупреждением выкрашиваний рабочего слоя, возникающих вследствие накопления дефектов по мере увеличения количества прокатываемого металла. По этому способу повторной закалке можно подвергать валки, изношенные по твердости, вследствие нагара, выкрошки, отслоений, но имеющих запас

конструктивного диаметра. Стойкость валков из стали 9Х2МФ после перезакалки возрастает в среднем на 26 – 29 % [162]. Восстановление валков холодной прокатки перезакалкой имеет смысл только для больших диаметров (более 160 – 180 мм). Валки малых размеров восстанавливать перезакалкой экономически не выгодно.

Большими преимуществами, по отношению к остальным, обладают валки, изготовленные из металлокерамических твердых сплавов. Изготовление валков из металлокерамических твердых сплавов осуществляют горячим прессованием или спеканием пластифицированных заготовок [163]. В качестве твердой фазы используют карбиды или смеси карбидов вольфрама, титана, ванадия, тантала и др. Связывающим материалом чаще всего служит кобальт. Твердость рабочей поверхности таких валков гораздо выше остальных. Модуль упругости в три раза превышает модуль упругости стали. Износостойкость валков из твердых сплавов в 30 – 50 раз выше износостойкости валков из легированной стали. При прокатке такими валками можно получать очень высокую степень чистоты обработки поверхности прокатываемого металла. Высокий модуль упругости материала валков позволяет увеличивать величину обжатия за проход, поскольку снижает сплющивание валков, уменьшается площадь контакта вала с полосой и снижается усилие прокатки. Главным недостатком металлокерамических валков является их высокая хрупкость, что делает невозможным их эксплуатацию при наличии толчков и ударов. Кроме этого, очень высока их стоимость, которая увеличивается с ростом габаритных размеров и находится в квадратичной зависимости от объема вала.

Снизить расход металла на валки, сократить их количество и повысить стойкость позволяет применение составных (бандажированных) валков. В этом случае в балансе расхода металла участвует в основном только металл бандажа [163 – 167]. При несомненной перспективности использования бандажированных валков следует отметить большую сложность изготовления и недостаточную надежность соединения бандажа с осью, в результате чего до 33 % валков выходит из строя из-за разрушения бандажа и до 25 % из-за его смещения. При определении рациональных областей использования бандажированных валков в каж-

дом конкретном случае прежде всего необходимо учитывать технико-экономическую эффективность, технологичность изготовления и надежность при эксплуатации. Наиболее перспективно применение составных конструкций при создании уникальных крупногабаритных валков.

В настоящее время на стойкость валков крайне неблагоприятно сказывается недостаточная теплостойкость валковых сталей, их высокая чувствительность к возникновению структурной неоднородности. Существенное увеличение стойкости может обеспечить применение для изготовления валков сталей и сплавов, обладающих комплексом более высоких эксплуатационных свойств. Это предложение подтверждается и данными работы [167], согласно которой для изготовления рабочих валков многовалковых станов за рубежом начинают применять и быстрорежущие стали, эксплуатационные свойства которых выше, чем у валковых сталей. Основными препятствиями к применению таких материалов для изготовления валков становятся резкое повышение стоимости валков и значительное усложнение процесса изготовления при использовании традиционной технологии. Технологические трудности практически исключают применение высоколегированных сталей для изготовления кованых валков средних и крупных размеров. Кроме перечисленных выше способов применяют и другие методы увеличения твердости рабочего слоя, например [168, 169].

Здесь следует отметить, что комплекс высоких требований, предъявляемых к валкам холодной прокатки, относится преимущественно к активному слою валков, а свойства сердцевины валка не оказывают решающего влияния на его эксплуатационные свойства. Поэтому оптимальной конструкцией валка, с точки зрения применения для его изготовления относительно дорогих, но обладающих высокими эксплуатационными характеристиками сталей и сплавов, является валок, у которого только активный слой выполнен из таких материалов, а сердцевина валка – из высокопрочной низколегированной стали. Изготовление таких валков возможно с применением наплавки активного слоя. Получение активного слоя методом наплавки обеспечивает, во-первых, повышение эксплуатационных характеристик активного слоя за счет использования соответствующих наплавоч-

ных материалов, во-вторых, появляется возможность многократного восстановления изношенных валков. Наряду с этим, применение наплавки может привести к упрощению и удешевлению технологического процесса изготовления валков.

В настоящее время широкое применение получили способы наплавки, основанные на применении высококонцентрированных источников нагрева. К таким способам упрочнения относятся: лазерное термоупрочнение и наплавка; электронно – лучевая наплавка; плазменная наплавка и напыление; обработка поверхности импульсными плазменными пучками; ионно-вакуумное осаждение и др. Эти способы являются перспективными технологиями в процессе производства прокатных валков и дают возможность целенаправленного формирования микроструктуры поверхности изделий и получения нового комплекса повышенных физико-механических и эксплуатационных свойств. Результаты исследований изложены в работах специалистов в области физики конденсированного состояния: Кулькова С.Н. [170], Коваля Н.Н. [171], Батаева А.А. и Батаева В.А. [172 – 174], Глезера А.М. [175 – 177], Гурьева А.М. [178], Громова В.Е. [179 – 181], Шаркеева Ю.П. [182 – 184], Зуева Л.Б. [185], Панина В.Е. [186,187] и др.

Анализ рассмотренных способов упрочнения (применение электрошлакового переплава, высокотемпературной термомеханической поверхностной обработки, перезакалки изношенных валков, изготовление валков из металло-керамических твердых сплавов, применение составных (бандажированных) валков и др.) показывает, что применение наплавки – наиболее эффективный способ изготовления и упрочнения валков.

Статистический анализ эксплуатации валков, проведенный в представленной работе, показал, что стойкость валков зависит от технологии изготовления и эксплуатации их, а также от культуры производства и эксплуатации валков. Практика показывает, что в настоящее время весьма большое число рабочих валков холодной прокатки (до 50 – 70 % и более) преждевременно выходит из строя до срабатывания активного закаленного слоя. Анализ данных эксплуатации валков холодной прокатки трудно деформируемых сталей и сплавов, показывает, что ос-

новным видом разрушения рабочих валков является усталостное отслоение и выкрашивание поверхностных участков [157 – 159].

Нами был собран статистический материал долговечности работы 871 валка трех заводов-изготовителей, выраженный количеством прокатанных тонн до выхода каждого валка из строя. Обработку экспериментальных данных по стойкости рабочих валков холодной прокатки проводили по методике Шора Б.Я. [188 – 190]. Проверка соответствия экспериментального материала показала, что наиболее приемлемой моделью распределения долговечности валков является распределение Вейбулла, плотность которого имеет вид:

$$f(x) = \frac{m}{x_0} \cdot x^{m-1} \cdot e^{-\frac{x^m}{x_0^m}}, \quad (1.1)$$

где m , x_0 – параметры распределения.

Анализ данных эксплуатации валков холодной прокатки, показал, что основным видом разрушения рабочих валков является усталостное отслоение и выкрашивание поверхностных участков вследствие низкой твердости, недостаточной глубины активного слоя и неблагоприятного напряженного состояния [191 – 196].

1.6 Выводы по главе 1

1. Теплостойкие стали высокой твердости являются хорошо изученными сталями и обладают свойствами, удовлетворяющими основным требованиям, предъявляемым к материалу рабочего слоя многих деталей машин и инструмента, таким, как: высокая и равномерная твердость, теплостойкость, износостойкость, удовлетворительная вязкость и прочность. Эти свойства теплостойкие стали приобретают после закалки и высокотемпературного отпуска.

2. Обеспечение высокой твердости, теплостойкости и износостойкости рабочего слоя деталей машин и режущей части инструмента, а также удовлетворительной вязкости и высокой прочности основы, на наш взгляд, реализуемо при изготовлении биметаллических деталей и инструмента с применением наплавки. Для износостойкой наплавки деталей машин и механизмов перспективным является использование в качестве наплавочных материалов теплостойких сталей вы-

сокой твердости, обеспечивающих получение наплавленного металла с комплексом высоких служебных характеристик.

3. Существующие способы наплавки теплостойкими сталями высокой твердости недостаточно эффективны и трудоемки. Существенными недостатками технологии наплавки, направленной на предотвращение образования холодных трещин по принципу уменьшения скорости охлаждения, является обязательное применение высокотемпературного подогрева до 350 – 700 °С, замедленного охлаждения и, как следствие, последующей закалки и отпуска наплавленного изделия для увеличения твердости и износостойкости. Проведение такой термической обработки для многих деталей затруднено или практически невозможно, поэтому термообработка, как правило, ограничивается отпуском для снятия напряжений. Наплавленные детали после наплавки и отпуска имеют низкую и неравномерную твердость и износостойкость. В итоге высокие эксплуатационные свойства теплостойких сталей используются не полностью.

4. Имеются теоретические предпосылки для разработки новых, более эффективных способов наплавки теплостойкими сталями высокой твердости. Основой для разработки способов наплавки послужили работы Фрумина И.И., Прохорова Н.Н., Разикова М.И., Кузьмака Е.М., Петровичева Н.П., Кайбышева О.А., Зубкова Н.С., Гнусова С.Ф., Кутсуна М. и др. В основу способов должен быть положен «идеальный» термический цикл наплавки и новые методы борьбы с холодными трещинами, основанные на применении эффекта сверхпластичности.

5. Показано, что «идеальный» термический цикл при наплавке теплостойкими сталями должен обеспечить предотвращение развития перегрева в околошовной зоне и возникновение грубой столбчатой структуры в металле наплавки; распад аустенита на низкопрочные продукты; пребывание наплавленного металла в процессе наплавки в аустенитном состоянии; релаксацию термических и структурных напряжений; возможность проведения закалки наплавленного металла непосредственно в процессе наплавки. Отмечены пути для достижения отдельных стадий "идеального" цикла наплавки путем комплексного легирования наплавленного металла и регулирования термического цикла.

6. Анализ рассмотренных способов упрочнения (применение электрошлакового переплава, высокотемпературной термомеханической поверхностной обработки, перезакалки изношенных валков, изготовление валков из металлокерамических твердых сплавов, применение составных (бандажированных) валков и др.) показывает, что применение наплавки является наиболее эффективным способом изготовления и упрочнения валков.

7. Анализ данных эксплуатации валков холодной прокатки показал, что основным видом разрушения рабочих валков является усталостное отслоение и выкрашивание поверхностных участков вследствие низкой твердости, недостаточной глубины активного слоя и неблагоприятного напряженного состояния.

8. Повышение эффективности применения в качестве наплавочных материалов теплостойких сталей высокой твердости и новых способах их нанесения на основе устранения существующих недостатков является одной из актуальных задач.

Решению этих вопросов на основе комплекса экспериментальных и теоретических исследований посвящена предлагаемая работа, начало которой было положено в диссертации Малушина Н.Н. [197].

1.7 Цель и задачи исследования

Целью настоящей работы является разработка физических основ комплексной технологии упрочнения теплостойких сплавов высокой твердости и износостойкости, сформированных плазмой в среде азота.

Для достижения цели были сформулированы задачи:

1. Исследовать особенности формирования напряженного состояния в процессе многослойной плазменной наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости и разработать на основе эффекта повышенной пластичности («сверхпластичности») новые способы их наплавки, обеспечивающие получение наплавленного сплава в закаленном состоянии без трещин.

2. Исследовать формирование временных и остаточных напряжений в наплавленных в среде азота сплавах при мартенситном превращении на разных

стадиях термического цикла наплавки и разработать мероприятия, обеспечивающие низкий уровень остаточных напряжений и предотвращение образования холодных трещин в наплавленном слое.

3. Провести исследования влияния легирования на формирование остаточных напряжений и разработать рекомендации по созданию новых наплавочных материалов на базе теплостойких сталей высокой твердости (с твердостью 62 – 66 HRC при отсутствии пор, трещин и дефектов микроструктуры).

4. Исследовать структурно – фазовое состояние, распределение твердости, микротвердости и химических элементов в зонах поверхностного слоя и установить закономерности формирования структуры и свойств наплавленного в защитно-легирующей среде азота теплостойких сплавов.

5. Оценить вклад регулируемого термического цикла наплавки, наплавочных материалов и высокотемпературного отпуска в физическую природу упрочнения теплостойкого сплава, сформированного плазмой в среде азота.

6. Исследовать и разработать способы регулирования напряженного состояния в наплавленных деталях в процессе их изготовления и эксплуатации.

7. Выявить роль процессов азотирования и ультразвуковой обработки в упрочнении наплавленных теплостойких сплавов высокой твердости и износостойкости.

8. Разработать комплексные технологии упрочнения рабочего слоя наплавленных деталей на основе их изготовления с применением плазменной наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости, позволяющие значительно (в 1,5 – 2,0 раза) повысить их износостойкость.

9. Внедрить результаты теоретических и экспериментальных исследований в практику производства биметаллических деталей и учебный процесс.

2. ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ

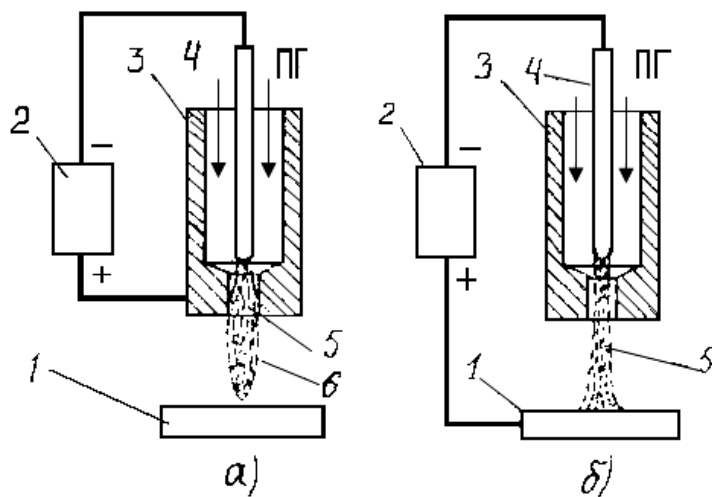
Результаты исследований, изложенные в главе 2, опубликованы в работах [81, 82, 192 – 197, 228 – 241].

2.1 Общие характеристики источника теплоты при плазменной наплавке

Развитие многих областей техники, неразрывно связано с применением технологических процессов, использующих в качестве источников тепла низкотемпературную плазму. В обзоре Герасимовой Л.Н. [198] отмечены основные направления работ в области плазменных технологий. В этой области работают Сидоров А.И. [199], Вайнерман А.Е. [200], Малаховский В.А. [201], Гладкий П.В. [202], Поздеев Г.А. и Резенберг М.Г. [203, 204], Бакурская М.А. [205], Ронский В.Л. [206], Астахин В.И. [207], Ермаков С.А. и Соснин Н.А. [208, 209], Демянцевич В.П. [210], Лужанский И.Б. [211] и др. В СибГИУ работы по плазменной наплавке были начаты Беляевым В.М. [212 – 214], продолжены Зубковым Н.С., Терентьевым В.А. [215 – 221] и Малушиным Н.Н. [222 – 228].

При плазменной наплавке источником низкотемпературной плазмы является электрический разряд в газе. Плазма, т.е. вещество, находящееся в ионизированном состоянии, образуется практически в любом дуговом разряде. Интенсифицировать процесс плазмообразования можно путем обдува дуги соосным потоком газа. Если же часть столба дуги при этом поместить в ограничивающий канал, то будет достигнута дальнейшая интенсификация процесса плазмообразования, так как сжатие столба дуги приводит к росту температуры газа и степени его ионизации. На этом принципе и основана конструкция большинства типов сварочных плазмотронов: устройств для получения низкотемпературной плазмы. Практически в сжатых дугах, используемых в сварочных процессах, степень ионизации газа составляет в зависимости от давления и температуры 1 – 10 %, а температура колеблется в пределах 5000 – 30000 °С [212, 220, 221].

В основе технологии плазменной наплавки лежит плазменно-дуговой нагрев наплавляемого материала и изделия. По отношению к наплавляемому изделию применяют два вида сжатой дуги: косвенного (рисунок 2.1 а) и прямого действия (рисунок 2.1 б).



1 – изделие; 2 – источник тока; 3 – плазмообразующее сопло; 4 – неплавящийся электрод; 5 – столб сжатой дуги; 6 – плазменная струя;
ПГ – плазмообразующий газ

Рисунок 2.1. – Принципиальные схемы получения сжатых дуг

В первом случае нагрев вещества осуществляется струей, выделенной из дугового разряда вне действия электрического поля, во втором случае вещество находится одновременно и в плазменной струе, и в электрическом поле, являясь участком цепи тока. При нагреве сжатой дугой косвенного действия передача тепла веществу обусловлена теплопроводностью, конвекцией и излучением плазмы. При нагреве сжатой дугой прямого действия к указанным выше механизмам теплопередачи добавляется передача энергии веществу заряженными частицами,двигающимися в электрическом поле. Для наплавки используют, как правило, сжатую дугу постоянного тока прямой либо обратной полярности. Основными характеристиками сжатой дуги как источника тепла являются ее эффективная тепловая мощность, определяющая количество тепла, вводимого в изделие за единицу времени, и распределение теплового потока по пятну нагрева.

Эффективная тепловая мощность сжатой дуги постоянного тока определяется выражением:

$$P = \mu U_d I_d, \quad (2.1)$$

где μ – эффективный коэффициент полезного действия (к.п.д.) нагрева; U_d – напряжение дуги, В; I_d – ток дуги, А.

Эффективная тепловая мощность сжатой дуги и эффективный к.п.д. нагрева зависят от параметров режима (тока дуги, расстояния от сопла плазмотрона до изделия, геометрии формирующего канала плазмообразующего сопла плазмотрона, расхода плазмообразующего газа и др.), и для конкретного процесса наплавки определяются экспериментально [212, 220, 221].

Так, для сжатой дуги прямой полярности с использованием в качестве плазмообразующего и защитного газа аргона эффективная тепловая мощность определяется по формуле:

$$P, \text{ Вт} = (18 \div 20) I_d, \quad (2.2)$$

а при замене защитного газа аргона азотом по формуле:

$$P, \text{ Вт} = 200 + 28 I_d. \quad (2.3)$$

Эффективный к.п.д. нагрева плазменной дуги прямого действия в среднем на 20 – 30 % выше, чем эффективный к.п.д. нагрева плазменной дуги косвенного действия и достигает 70 – 80 %. Эффективная тепловая мощность плазменной дуги повышается при использовании высокоэнтальпийных молекулярных газов и их смесей, например, водорода и азота. Еще большие мощности реализуются при использовании химически активных газов, способных вступать в экзотермические реакции с обрабатываемым материалом (воздух, кислород).

Распределение плотности теплового потока сжатой дуги по пятну нагрева достаточно хорошо описывается законом нормального распределения Гаусса:

$$q(r) = q(\max) e^{-k^2 r^2}, \quad (2.4)$$

где $q(r)$ – удельный тепловой поток, Вт/м²; $q(\max)$ – максимальный удельный

тепловой поток в центре пятна нагрева, Вт/м²; k – коэффициент сосредоточенности теплового потока, м⁻²; r – расстояние от оси сжатой дуги, м.

Связь между законом нормального распределения теплового потока и эффективной тепловой мощностью сжатой дуги выражается уравнением:

$$P = q(\max) \pi/k. \quad (2.5)$$

Коэффициент сосредоточенности теплового потока возрастает с уменьшением диаметра и увеличением длины формирующего канала плазмобразующего сопла плазмотрона, поскольку при этом происходит сжатие столба дуги. Уменьшается с увеличением расстояния от сопла плазмотрона до изделия. Увеличивается с ростом тока дуги при прямой полярности дуги и остается практически неизменным при обратной полярности дуги. Количественные значения коэффициента сосредоточенности теплового потока сжатых дуг, используемых при наплавке, находятся в пределах 10000 – 60000 м⁻².

Распределение теплового потока в пятне нагрева сжатой дуги во многом определяет ее технологические особенности и область применения. Если вдали от источника тепла температурное поле в изделии не зависит от характера распределения теплового потока, то на расстояниях, соизмеримых с размерами пятна нагрева, распределение теплового потока существенно влияет на температурное поле, определяя геометрию наплавляемого валика, глубину проплавления основного металла, величину зоны структурных превращений. При наплавке в этой области развиваются процессы, изменяющие свойства основного и направленного металла у зоны оплавления и влияющие на кристаллизацию наплавленного металла, диффузионные процессы, образование прослоек, рост зерна аустенита.

Особенностью сжатой дуги как источника тепла является то, что ее тепловые и газодинамические характеристики могут легко регулироваться в широких пределах. Это обеспечивает решение многих технологических задач по восстановлению и упрочнению деталей машин и инструмента, приданию им особых эксплуатационных свойств. На основе использования в качестве источника тепла сжатой дуги и наплавочных материалов в виде проволок и порошков разработано много способов плазменной наплавки, которые обладают большими возможно-

стями регулирования теплового воздействия на изделие и наплавляемый металл и достаточно высокой производительностью [222 – 226].

2.2 Технологические способы плазменной наплавки

Повышение интереса в нашей стране и зарубежом к плазменной наплавке как способу нанесения износостойких покрытий с целью упрочнения новых и восстановления изношенных деталей объясняется рядом преимуществ перед другими способами наплавки. Основными преимуществами являются высокая производительность, широкая возможность легирования наплавленного металла, возможность применения различных наплавочных металлов, большой диапазон регулирования ввода теплоты в основной и наплавляемый металлы, пригодность плазменной наплавки к автоматизации с применением электронной системы регулирования плазменного процесса. Перечисленные положительные стороны способов плазменной наплавки не только существенно расширяют технологические возможности их применения, но и позволяют получать значительный экономический эффект за счет наплавки слоев с минимальной глубиной проплавления и сохранения первоначальных физико-механических свойств при меньшем количестве наплавленного металла.

В разработанных в СибГИУ при участии автора работы технологических процессах изготовления деталей машин и механизмов в качестве способа нанесения активного рабочего слоя предлагается использовать плазменную наплавку. Плазменная наплавка или наплавка сжатой дугой позволяет реализовать на практике первую стадию термического цикла, положенного в основу разработанных способов наплавки [222 – 225].

Особенность предлагаемого термического цикла, позволяющего избежать образования холодных трещин и получить наплавленный металл в состоянии близком к закаленному состоянию, заключается в трех стадиях термического нагрева. Первая обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, что предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Первая

стадия термического цикла обеспечивается применением высококонцентрированных источников нагрева и сопутствующего охлаждения наплавляемой детали. В качестве такого высококонцентрированного источника нагрева нами выбрана благодаря своим достоинствам и преимуществам плазменная наплавка. Приведенные ниже результаты изложены в учебных пособиях автора [222, 223] и монографиях [224 – 226].

Большое влияние на технологические возможности процесса наплавки оказывает полярность сжатой дуги. Прямая полярность обуславливает низкую тепловую нагрузку на электрод плазмотрона, высокую пространственную устойчивость столба дуги, но при этом для получения хорошего смачивания поверхности изделия наплавляемым металлом и отсутствия в нем дефектов необходима тщательная подготовка поверхности изделия под наплавку.

Использование сжатой дуги обратной полярности позволяет устранить трудоемкие, усложняющие технологический процесс наплавки операции по предварительной очистке поверхности изделия. Очистка наплавляемой поверхности от загрязнений происходит в этом случае непосредственно в процессе наплавки за счет эффекта катодного распыления, и тем самым обеспечиваются необходимые условия смачиваемости поверхности изделия наплавляемым металлом и бездефектное формирование наплавленного слоя. При наплавке на обратной полярности достигается и меньшее разбавление наплавляемого металла основным,

Большие технологические возможности, присущие способам плазменной наплавки, позволяют с успехом использовать их для решения самых разнообразных технологических задач при обеспечении высокого качества наплавленных деталей. Это обусловлено:

- малой глубиной проплавления основного металла (около 0,5 мм), что в свою очередь, существенно снижает степень разбавления наплавленного металла основным;

- возможностью получения заданного химического состава наплавленного металла уже в первом слое, что также позволяет увеличить производительность поверхностного упрочнения в 1,5 – 2,0 раза по сравнению с электродуговой

наплавкой проволокой. Так, плазменная наплавка проволокой обеспечивает производительность до $0,5 - 0,7 \text{ м}^2 / \text{ч}$ по сравнению с $0,2 - 0,3 \text{ м}^2 / \text{ч}$ при дуговой наплавке проволокой и практически сопоставима с производительностью наплавки электродной лентой размером $120 \times 0,5 \text{ мм}$.

2.3 Оборудование для плазменной наплавки

2.3.1. Наплавочные установки

Для плазменной наплавки (таблица 2.1) применяются установки УД-417, УПН-302 и УПН-303. Специализированная установка УД-417 предназначена для плазменной наплавки порошковой проволокой диаметром $2,0 - 3,5 \text{ мм}$ или порошковой лентой сечением $2,5 \times 5,0 \text{ мм}$ или $4,0 \times 8,0 \text{ мм}$ деталей типа «вал» диаметром до 500 мм и длиной до 800 мм . Пределы регулирования тока $50 - 500 \text{ А}$ [223, 224].

За рубежом в настоящее время свыше 20 фирм активно занимаются разработкой оборудования для плазменной наплавки, технологических процессов наплавки порошковых и проволоочных материалов, поиском оптимальных вариантов применения плазменной наплавки в машиностроении, металлургии, энергетике и других отраслях. К числу ведущих следует отнести фирмы: «Tokushu denkeku», «Daido tokushuko» – Япония, «Messer Yriesheim» (Мессер Грисхайм) – ФРГ, «Philips» (Филип) – Нидерланды, «Cabot Stellite Division» (Кэбот, Стеллит дивижн), «Metallurgical Industries» (Метеллурджикал индастриз) – США, «Eutectic+Castolin» (Ютектик + Кастолин) – Швейцария.

Наплавочные установки этих фирм имеют, как правило, модульную конструкцию и оснащены электронными системами регулирования параметров процесса и колебаниями плазмотрона, дистанционным управлением позиционерами и манипуляторами вплоть до роботов.

В СибГИУ при участии автора разработана установка для плазменной наплавки деталей металлургического оборудования (прокатных валков и роликов), скомпонованная из серийно выпускаемого оборудования (рисунок 2.2) [216, 217, 224].

Таблица 2.1 – Установки для плазменной наплавки

Параметры	Тип установки		
	УД-417	УПН-302	УПН-303
Наплавочный материал	порошковые проволоки	сплошные проволоки	порошки
Полярность сжатой дуги	прямая		
Плазмообразующий газ	аргон	аргон	аргон
Защитный газ	аргон	аргон углекислый газ	аргон
Расход плазмообразующего газа, л/ч	600 – 900(общий)	50 – 180	2400 (общий)
Расход защитного газа, л/ч		300 – 1000	
Номинальный сварочный ток, А	450 (ПВ = 60 %)	315 (ПВ = 100 %)	315 (ПВ = 100 %)
Пределы регулирования сварочного тока, А	50 – 500	50 – 315	50 – 315
Производительность наплавки, кг/ч	до 6	до 2,2	до 10
Тип наплавляемых деталей	вал	вал	вал, диск
Максимальные размеры наплавляемых деталей, диаметр, мм	360×800		1500×2000

Для плазменной наплавки нетоковедущей порошковой проволокой была использована установка, состоящая из манипулятора, задней бабки, модернизированного аппарата А-384 и пульта управления, модернизированного аппарата А-384 и пульта управления. Источником питания служит выпрямитель аппарата АПР-401У4 [216, 224]. Плазмотрон, т.е. генератор низкотемпературной плазмы, является одним из основных узлов установок для плазменной наплавки.

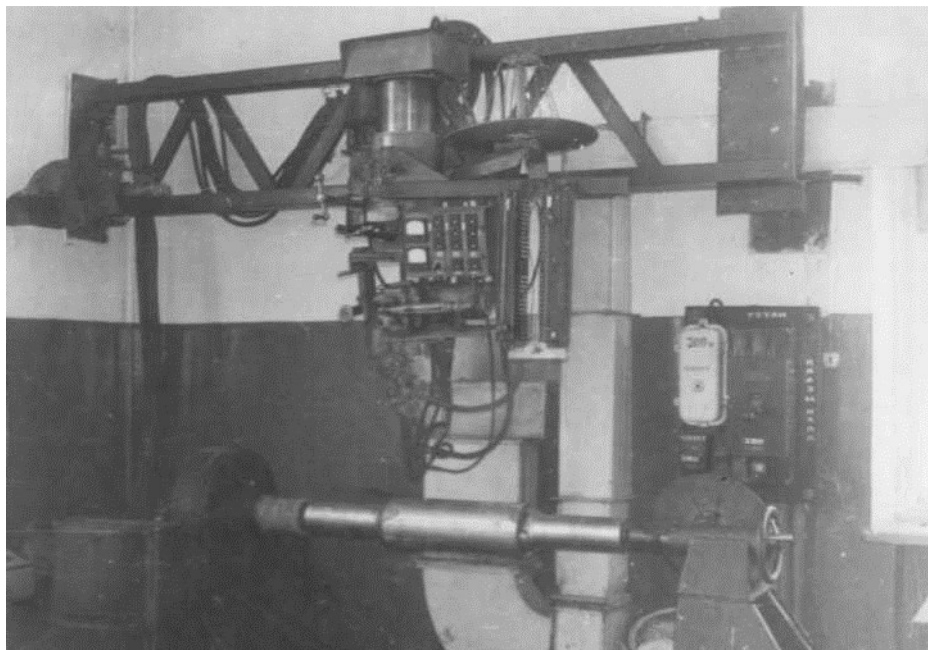


Рисунок 2.2 – Общий вид установки для плазменной наплавки прокатных валков, разработанной в СибГИУ

Принцип действия плазмотрона для наплавки основан на сжатии электрической дуги, горящей между электродом плазмотрона и изделием, стенками формирующего канала плазмообразующего сопла и проходящим через него плазмообразующим газом. Надежность их работы во многом определяет технологические возможности процесса наплавки и качество наплавляемого металла. Плазмотрон для плазменной наплавки на обратной полярности в защитнолегирующей среде азота разработан сотрудниками СибГИУ под руководством В.А. Терентьева при непосредственном участии автора [217, 224], хорошо зарекомендовал себя в эксплуатации и обслуживании (рисунок 2.4 и 2.5).

Режимы процессов плазменной наплавки характеризуются большим количеством взаимосвязанных параметров. Для многих процессов плазменной наплавки отсутствуют научно обоснованные методики расчета и выбора параметров режима наплавки. На практике режим наплавки часто определяют эмпирическим путем, ориентируясь на решение стоящей технологической задачи при приемлемом качестве наплавленного слоя.

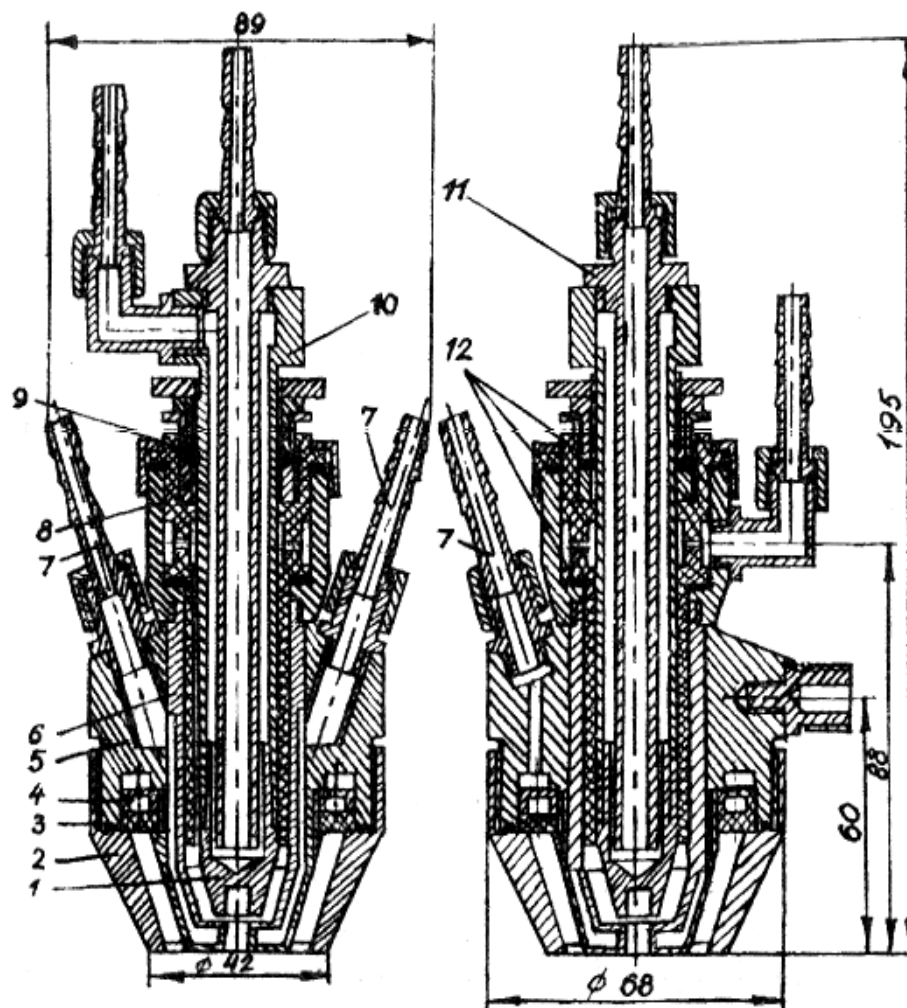


Рисунок 2.3 – Общий вид установки плазменной наплавки порошковыми проволоками УД-417

Выбор и расчет параметров режима для плазменной наплавки с нетоковедущей присадочной проволокой приведен в работах Малушина Н.Н. и Терентьева В.А. [219, 223] и монографии [224].

В этом процессе наплавки аргон используют только как плазмообразующий газ, а в качестве защитного газа применяют азот. Наплавочным материалом служит порошковая проволока, обеспечивающая получение наплавленного металла близкого по составу к теплостойким быстрорежущим сталям Р18, Р6М5, Р2М8 и др. Полярность сжатой дуги – обратная [224].

Наплавка по рассмотренной схеме выполняется замкнутыми кольцевыми валиками или по винтовой линии без поперечных колебаний плазмотрона. Предпочтительнее второй вариант. При наплавке замкнутыми кольцевыми валиками не всегда удастся обеспечить достаточно хорошее формирование наплавленного слоя в местах перехода. Расход плазмообразующего газа устанавливается 6 – 8 л/мин, защитного – 18 – 20 л/мин.



1 – медно-вольфрамовый анод; 2 – защитное сопло; 3 – газовая линза из пористой керамики; 4 – газораспределитель; 5 – кожух плазмообразующего сопла; 6 – плазмообразующее сопло; 7 – штуцер; 8 – корпус; 9 – втулка – завихритель; 10 – корпус электродного узла; II – водопроводящая трубка

Рисунок 2.4 – Плазмотрон для плазменной наплавки [224]

Условия для хорошего формирования наплавляемых валиков и уменьшение глубины проплавления основного металла обеспечиваются смещением плазмотрона от зенита в сторону, противоположную направлению вращения изделия. При этом относительное смещение от зенита $S = Z/R$ (где Z – смещение плазмотрона от зенита; R – радиус кривизны наплавляемой поверхности) должно находиться в пределах 0,05 – 0,30, а коэффициент перекрытия валиков равен 0,3.

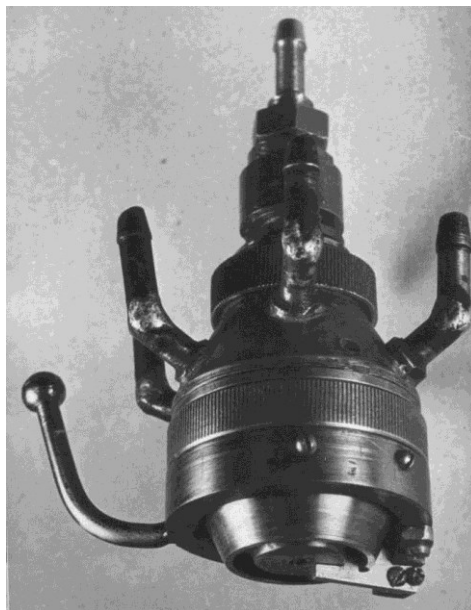


Рисунок 2.5 – Общий вид плазмотрона для плазменной наплавки на обратной полярности [224]

В целом режим плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота с нетоковедущей присадочной порошковой проволокой поверхностей вращения характеризуется следующей совокупностью параметров: I_d – ток сжатой дуги, А; d_c – диаметр формирующего канала плазмообразующего сопла плазмотрона, мм; l – длина формирующего канала плазмообразующего сопла плазмотрона, мм; $V_{пр}$ – скорость подачи присадочной проволоки, м/ч; $d_{пр}$ – диаметр присадочной проволоки, мм; V_n – скорость наплавки, м/ч; S_n – шаг наплавки, мм; $Q_{пт}$ – расход плазмообразующего газа, л/мин; $Q_{зг}$ – расход защитного газа, л/мин; S – относительное смещение плазмотрона от зенита, мм; h – расстояние от среза сопла плазмотрона до изделия, мм. Производительность расплавления присадочной проволоки возрастает с увеличением тока дуги, диаметра присадочной проволоки, с уменьшением диаметра и увеличением длины формирующего канала плазмообразующего сопла.

Для случая наплавки вала диаметром 200 мм параметры режима, обеспечивающие наплавку с максимально возможной производительностью, заданную толщину наплавленного слоя и его качественное формирование будут следующими [223, 224]: $I_d = 360$ А; $d_c = 8$ мм; $V_{пр} = 79$ м/ч; $d_{пр} = 3,75$ мм; $V_n = 23,8$ мм ; $S_n = 12,2$ мм; $S = 15$ мм; $Q_{пт} = 8$ л/мин; $Q_{зг} = 20$ л/мин; $h = 20$ мм.

2.4 Порошковые проволоки для плазменной наплавки в среде азота

Для плазменной наплавки в защитно – легирующей среде азота в Сибирском государственном индустриальном университете при участии и под руководством автора разработаны порошковые проволоки, обеспечивающие различный химический состав и эксплуатационные свойства наплавленного металла [223, 224, 230–234, 236 – 238].

При наплавке сжатой дугой в азотсодержащих газовых средах наблюдается интенсивное кипение сварочной ванны, т.к. взаимодействие жидкого металла сварочной ванны с газовой фазой в процессе наплавки приводит к насыщенности металла азотом. При кристаллизации металла растворимость азота в нем резко уменьшается, избыточный азот выделяется и из-за быстротечности процесса наплавки способствует образованию пористости. Для устранения пористости в состав сердечника порошковой проволоки вводят алюминий, связывающий избыточный азот в нерастворимые в жидком металле соединения. Такие соединения частично всплывают на поверхность сварочной ванны, а также остаются в наплавленном металле и могут выступать в роли дополнительной упрочняющей фазы. С другой стороны, алюминий, переходящий в твердый раствор, оказывает существенное влияние на процесс структурообразования, увеличивая количество мягких структурных составляющих и тем самым способствуя разрушению наплавленного металла.

В результате исследования процесса структурообразования наплавленных в азоте теплостойких сталей высокой твердости установлено, что алюминий не однозначно влияет на твердость металла после наплавки и отпуска на вторичную твердость [224, 239 – 241]. Алюминий, участвуя в образовании дисперсионных частиц (предположительно нитридов или комплексных оксидов) размером 6 – 12 мкм, способствует упрочнению металла, однако увеличение его содержания в металле более 1,0 % приводит к увеличению количества δ -феррита и разупрочняет металл. Оптимальным с точки зрения получения максимальной вторичной твердости и предотвращения пористости является концентрация алюминия в наплавленном металле в пределах 0,8 – 1,0 % [224].

Для уменьшения склонности к порообразованию, вызванному водородом, в состав сердечника порошковой проволоки дополнительно вводили кремнефтористый или алюмофтористый натрий (Na_2SiF_6 и Na_3AlF_6) и пыль фильтров алюминиевого производства, связывающие водород в соединение $[\text{HF}]$.

Разработанные порошковые проволоки обеспечивают получение наплавленного металла таких как теплостойкие стали высокой твердости, P18, P6M5, P2M9 и т.п. Порошковые проволоки предназначены для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота с целью восстановления и упрочнения быстроизнашивающихся деталей оборудования и металлообрабатывающего инструмента, когда требуется особенно высокая твердость и износостойкость рабочих поверхностей. Диаметр изготавливаемой порошковой проволоки $2,7 + 3,7$ мм; коэффициент наплавки – 18–20 Г/А·ч; коэффициент разбрызгивания не более 3,5 %. Твердость направленного металла 52 – 60 HRC, твердость наплавленного металла после термической обработки (отпуска) – 62 – 66 HRC. Порошковые проволоки для плазменной наплавки изготавливались нами на станке для изготовления порошковой проволоки. Производительность станка до 50 кг порошковой проволоки за смену. Шихта порошковой проволоки перемешивалась в устройстве типа «пьяная бочка». Составы шихт для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота опубликованы в работах [230 – 234, 236 – 238].

Так, согласно патенту РФ № 2492981 предложена шихта порошковой проволоки, содержащая углерод, хром, молибден, вольфрам, ванадий, алюминий и железо, которая дополнительно содержит никель и пыль электрофильтров алюминиевого производства. Стойкость наплавленного металла против образования холодных трещин можно существенно повысить путем регулирования временных напряжений за счет соответствующего выбора химического состава наплавленного металла. От него зависят коэффициент линейного расширения, характер и объемный эффект структурных превращений. Заявляемая шихта порошковой проволоки дополнительно содержит никель с целью снижения вероятности образования холодных трещин в процессе многослойной наплавки. Введение никеля в состав шихты позволяет: понизить вероятность образования трещин за счёт увеличения

количества остаточного аустенита и уменьшения объёмного эффекта мартенситного превращения. Получение наплавленного металла повышенной твердости и износостойкости достигается отпуском остаточного аустенита при 560 – 580 °С.

Введение в состав шихты порошковой проволоки пыли электрофильтров алюминиевого производства связано с содержанием в составе последней элементов, позволяющих:

- проводить удаление водорода за счет комплекса фторсодержащих соединений (типа Na_3AlF_6 , Na_2SiF_6 , NaF , KF , CF_x ($1 \geq x > 0$), AlF_3), разлагающихся при температурах сварочных процессов с выделением F , который в свою очередь взаимодействует с водородом, растворенным в стали, с образованием газообразного соединения HF . Снижение содержания водорода в наплавленном металле уменьшает вероятность образования пор и холодных трещин наплавленном металле;
- повысить устойчивость горения дуги за счет элементов, облегчающих ионизацию в столбе дуги – калия и натрия;
- проводить интенсивное науглероживание при взаимодействии фтористого углерода CF_x ($1 \geq x > 0$) с карбидообразующими элементами, что позволяет увеличить количество карбидной составляющей в структуре наплавленного металла и дополнительно повысить его твердость.

Для изготовления шихты порошковой проволоки использовали пыль электрофильтров алюминиевого производства со следующим химическим составом, масс. %: $\text{Al}_2\text{O}_3 = 20 - 48$; $\text{F}^+ = 18 - 27$; $\text{Na}_2\text{O} = 4 - 16$; $\text{K}_2\text{O} = 0,4 - 0,6$; $\text{CaO} = 0,7 - 1,8$; $\text{SiO}_2 = 0,5 - 2,48$; $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 1,7 - 3,27$; $\text{C}_{\text{общ}} = 12 - 31$; $\text{MnO} = 0,07 - 1,3$; $\text{MgO} = 0,06 - 0,9$; $\text{S} = 0,09 - 0,59$; $\text{P} = 0,1 - 0,18$.

Использование данного состава шихты порошковой проволоки позволяет: повысить качество наплавленного металла за счет снижения его загрязненности неметаллическими включениям; снижения вероятности порообразования и предотвращения образования холодных трещин; уменьшить содержание водорода за счет введения фторсодержащих компонентов и создания дополнительной газовой защиты; улучшить формирование шва при сварке за счет стабилизации горения дуги; повысить твердость наплавленного металла до 62 – 64 HRC; снизить се-

бестоимость изготовления порошковой проволоки за счет снижения содержания легирующих компонентов и использования отходов алюминиевого производства в предлагаемой шихте.

Согласно патенту № 2634526 шихта порошковой проволоки содержит углерод, молибден, вольфрам, ванадий, алюминий, никель, пыль электрофильтров алюминиевого производства и железо, в которой хром заменен азотированным феррохромом. Введение азотированного феррохрома позволяет повысить содержание азота в наплавленном металле в 1,5 – 2,0 раза с 0,02 – 0,04 % при наплавке в азотсодержащей защитно-легирующей среде до 0,06 – 0,08 %. Введение в состав наплавленного металла сильного стабилизатора аустенита азота повышает количество остаточного аустенита и уменьшает объемный эффект мартенситного превращения, что уменьшает вероятность образования холодных трещин. Введение азотированного феррохрома в состав шихты увеличивает количество остаточного аустенита и карбонитридной фазы. Получение наплавленного металла повышенной твердости и износостойкости достигается 3 – 4-х кратным высокотемпературным отпуском остаточного аустенита при 560 – 580 °С. При отпуске азот выделяется из мартенсита, переходя как в цементитный карбид, так и в карбиды легирующих элементов, и образует нерастворимые мелкодисперсные нитриды и карбонитриды. Азот, увеличивая количество карбонитридной фазы и устойчивость против обратимого разупрочнения, повышает твердость и износостойкость. Износостойкость улучшается из-за увеличения количества выделяющихся фазупрочнителей. Твердость наплавленного металла возрастает на 1 – 2 HRC, но при этом значительно повышается износостойкость.

Для изготовления шихты порошковой проволоки использовали феррохром низкоуглеродистый азотированный марок ФХН400А и ФХН600А, содержащий не менее 60 – 65 % хрома и не менее 4,0 – 6,0 % азота (ГОСТ 4757 – 91).

Возможность использования в качестве защитного газа азота взамен аргона позволяет снизить материальные затраты, повысить производительность наплавки, дополнительно упрочнить наплавленный металл за счет легирования его азотом из газовой фазы непосредственно в процессе наплавки. Наплавленный металл

не склонен к образованию трещин и при наплавке деталей массой до 100 кг их предварительный подогрев не требуется.

2.5. Термический цикл и устройства для его реализации при плазменной наплавке деталей теплостойкими сплавами

Основой способа многослойной наплавки является соблюдение определенного термического цикла [222 – 224, 380 – 383]. Применительно к случаю использования плазменной наплавки для изготовления валков холодной прокатки быстрорежущими теплостойкими сплавами термический цикл наплавки должен иметь следующие характеристики:

- а) скорость нагрева должна быть максимально возможной в интервале температур $750\text{ }^{\circ}\text{C} - T_{\text{пл}}$;
- б) время пребывания при температурах выше точки A_1 должно быть как можно меньше и для быстрорежущей стали P18 не должно превышать 60 с;
- в) скорость охлаждения в интервале $T_{\text{пл}} - M_n + (50-100)\text{ }^{\circ}\text{C}$ должна быть выше критической, равной $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, что позволяет предотвратить процесс распада высоколегированного аустенита;
- г) температура подогрева в процессе наплавки не должна опускаться ниже $M_n + (50-100)\text{ }^{\circ}\text{C}$, что для стали P18 составляет $230 - 280\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Предотвращение образования холодных трещин в наплавленном металле достигается кратковременным снижением температуры подогрева на $20 - 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ниже M_n перед нанесением слоя, в котором в процессе наплавки возникают трещины. Снижение уровня временных напряжений происходит за счет их частичной релаксации в момент протекания мартенситного превращения, сопровождающегося возникновением аномальной пластичности наплавленного металла. После выполнения наплавки всех слоев деталь необходимо охладить до комнатной температуры. Быстрорежущие теплостойкие стали являются самозакаливающимися, поэтому охлаждение наплавленной детали на воздухе обеспечивает получение закаленной структуры. Для получения высокой твердости и износостойкости

проводится последующая термическая обработка в виде 4-х кратного отпуска при 560 – 580 °С [224].

Правильность выдвинутых предпосылок проверялась путем записи реальных термических циклов наплавки. Измерение и контроль теплового состояния изделия при плазменной наплавке тел вращения осуществляли при помощи специально разработанного устройства платина – платинородиевыми термопарами [224, 228]. Были записаны термические циклы при плазменной наплавке рабочих валков стана 6/100×315 порошковой проволокой ПП-Р18ЮН и ПП-Р18Ю. Режим наплавки рабочих валков стана холодной прокатки диаметром 100 мм и длиной бочки 315 мм: $I_{св} = 280 \div 280$ А, $U_d = 50 \div 55$ В, скорость наплавки $v_n = 18$ м/ч, скорость подачи порошковой проволоки $v_{п.пр.} = 60$ м/ч, смещение с зенита 10 – 12 мм, длина дуги $l_d = 20$ мм, расход защитного газа азота $Q_{заш.} = 20 \div 22$ л/мин, расход плазмообразующего газа аргона $Q_{плазм.Аг} = 6 \div 8$ л/мин. Наплавка производилась на заготовки из стали марки 30ХГСА с присадкой порошковой проволоки ПП-Р18Ю и ПП-Р18ЮН диаметром 3,7 мм.

В качестве основного металла выбрана сталь 30ХГСА, обладающая высокими механическими свойствами. Стали типа 30ХГСА широко применяются в качестве основного материала при изготовлении деталей с помощью наплавки. Эти стали являются закаливающимися и для предупреждения образования холодных трещин в них необходимо применение предварительного подогрева. Температуру подогрева можно найти, определив полный эквивалент углерода $|C|_э$.

Температура подогрева, обеспечивающая отсутствие холодных трещин, составляет ~200 °С. Такая же примерно температура подогрева рекомендуется при наплавке по разработанному способу. Кроме того, при наплавке по рекомендуемому термическому циклу скорости охлаждения в области минимальной устойчивости аустенита стали 30ХГСА меньше допустимых, равных 2,5 – 6,0 °С/с. Поэтому образования холодных трещин в основном металле при наплавке по разработанному способу можно не опасаться.

Наплавка заготовки осуществлялась на установке для плазменной наплавки тел вращения [216, 224], разработанной на кафедре МиТСП СибГИУ. Валки

наплавляли плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18ЮН и ПП-Р18Ю. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Плазменная наплавка осуществлялась по разработанному термическому циклу. Заготовку с припусками под наплавку 10 – 12 мм на сторону устанавливали в центре наплавочной установки и производили предварительный подогрев до температуры 230 °С. Подогрев производился сжатой дугой на режимах, приведенных выше без подачи порошковой проволоки. В процессе наплавки осуществляли охлаждение шеек вала с помощью душирующего устройства с расходом холодной воды до 2 л/мин. После завершения подготовительных операций производили наплавку 4 – 6 слоев. Режим наплавки приведен выше. Схема плазменной наплавки с принудительным охлаждением шеек вала представлена на рисунке 2.6.

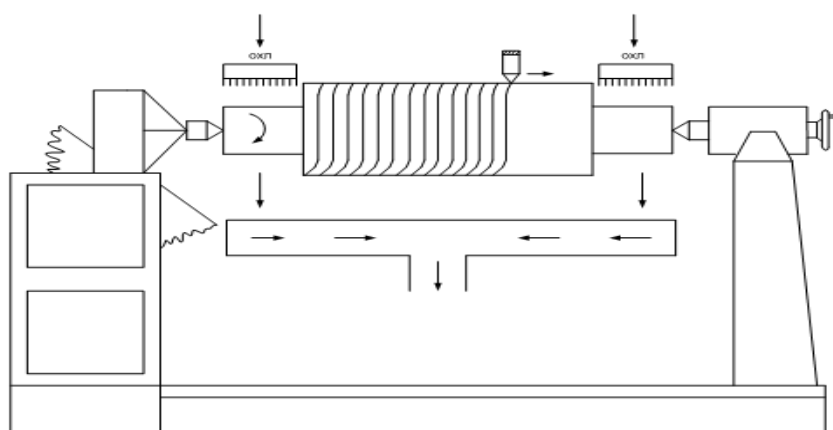


Рисунок 2.6 – Схема наплавки с принудительным охлаждением шеек вала

Реальный термический цикл при плазменной наплавке с низкотемпературным подогревом и принудительным охлаждением шеек вала представлен на рисунке 2.7. Параметры реального термического цикла соответствуют рекомендуемым параметрам.

В наплавленном металле отсутствуют трещины, поры и шлаковые включения. Твердость металла после наплавки порошковыми проволоками ПП-Р18Ю и ПП-Р18ЮН составляет 52 – 57 HRC. Структура наплавленного металла при этом близка по своему составу к структуре быстрорежущей теплостойкой стали Р18 в закаленном состоянии и состоит из мартенсита (около 60 %),

карбидов (до 20 %) и остаточного аустенита (до 20 %), 3–4-х кратный высокотемпературный отпуск при температуре 580 °С увеличивает твердость наплавленного металла до 62 – 64 HRC. Увеличение твердости объясняется превращением остаточного аустенита в мартенсит и эффектом дисперсионного твердения.

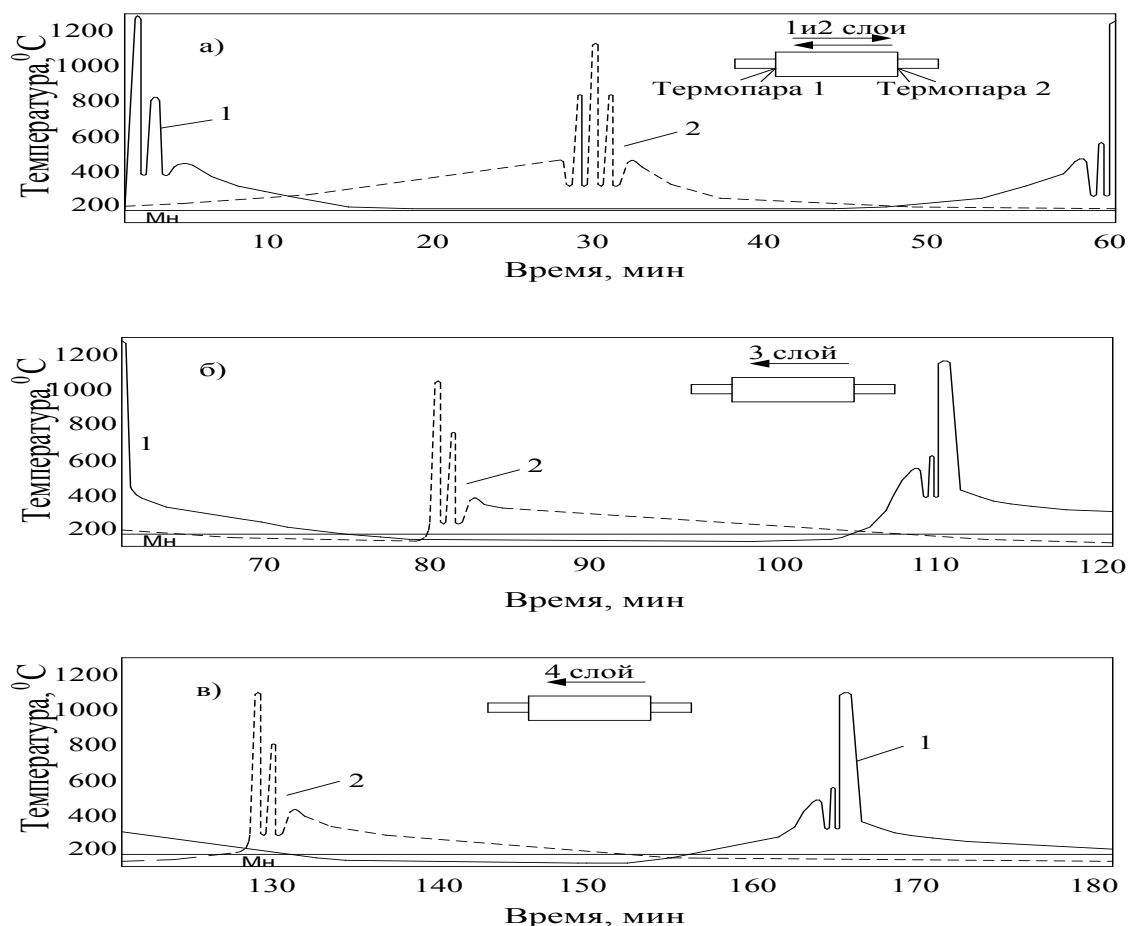


Рисунок 2.7 – Реальный термический цикл четырехслойной плазменной наплавки рабочего вала диаметром 100 мм

В конструкции относительно больших прокатных валков предусмотрено технологическое осевое отверстие, предназначенное для подвода холодной или горячей воды. Это осевое отверстие предлагается использовать для регулирования термического цикла наплавки. С этой целью было разработано устройство для охлаждения наплавляемых деталей в процессе их наплавки [229].

С использованием предлагаемого устройства была выполнена плазменная наплавка партии бочек составных валков для прокатки керамической пленки. Длина бочки 510 мм, диаметр 200 мм и диаметр осевого отверстия 100 мм. В качестве присадочного материала применялась порошковая проволока ПП-90Х4В6М5ФЮ. Для получения наплавленного указанной порошковой проволокой металла без трещин и с заданными прочностными характеристиками необходимо обеспечить его ускоренное охлаждение до температуры 280 °С, а затем охлаждение на воздухе до комнатной температуры. Визуальным контролем после наплавки и ультразвуковым контролем после шлифовки наплавленного слоя трещин в наплавленном металле не обнаружено.

Таким образом, использование устройства при наплавке тел вращения с осевым отверстием за счет зонального принудительного охлаждения поверхности осевого отверстия позволяет получать заданные термические циклы наплавленного металла и исключать тем самым образования в нем трещин.

2.6 Модель управления качеством изготовления деталей, упрочненных плазменной наплавкой активного слоя

Результатом многолетних исследований, направленных на решение проблемы повышения качества и долговечности наплавленных деталей машин и механизмов, явилась предлагаемая модель управления качеством изготовления наплавленных деталей, построенная на основе причинно-следственной диаграммы Исикавы [242 – 245].

Усовершенствованная диаграмма Исикавы построена с использованием метода расслоения 5М, учитывающего факторы, зависящие от человека (man), машины (machine), материала (material), метода (method), измерения (measurement) на примере изготовления наплавленных прокатных валков с применением системного и процессного подходов к [24]менеджменту качества, изложенных в международных стандартах ИСО 9000:2008 [246].

При выборе результативного показателя, определяющего качество изготовления наплавленного прокатного вала, следует руководствоваться в

основном условиями их эксплуатации. Модель управления качеством изготовления наплавленных деталей приведена на рисунке 2.8.

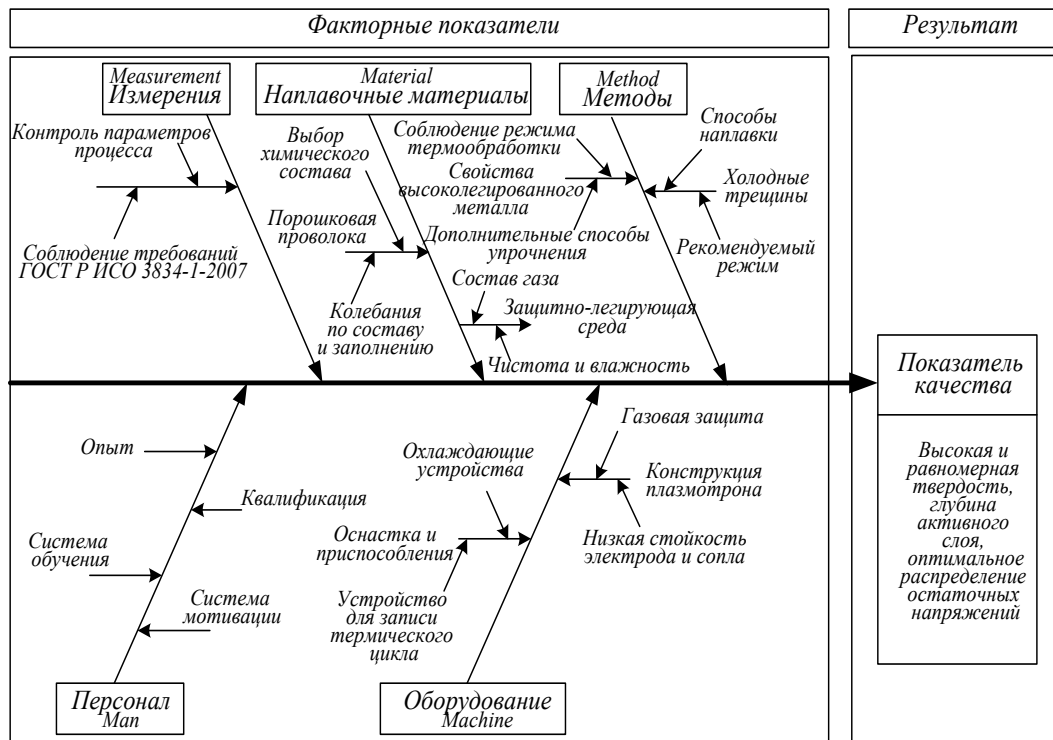


Рисунок 2.8 – Модель управления качеством изготовления наплавленных деталей

Достижение желаемого результата качества рассмотрим более подробно на примере решения проблем, связанных только с двумя процессами верхнего уровня: методами наплавки и наплавочными материалами, которые в результате процедуры экспертного оценивания процессов отнесены к наиболее значимым процессам. Для обеспечения качественной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости на более высоком уровне, чем существующий ранее уровень, прежде всего необходимо разработать принципиально новые методы наплавки. Взаимосвязь процессов верхнего уровня, детальных и элементарных процессов рассмотрим на примере процесса разработки нового метода изготовления наплавленных деталей (рисунок 2.9).

При разработке и создании нового метода изготовления наплавленных деталей (рисунок 2.9) на первом этапе необходимо решить проблему предотвращения холодных трещин, разработав для этого новые способы наплавки, обеспечивающие определенный термический цикл. Способы

предотвращения холодных трещин непосредственным образом связаны со свойствами высоколегированного наплавленного металла. В разработанных сотрудниками СибГИУ способах наплавки теплостойкими сталями высокой твердости для предотвращения образования холодных трещин предлагается использовать эффект повышенной пластичности («сверхпластичности») и определенный термический цикл с низкотемпературным предварительным и сопутствующим подогревом [247 – 258].

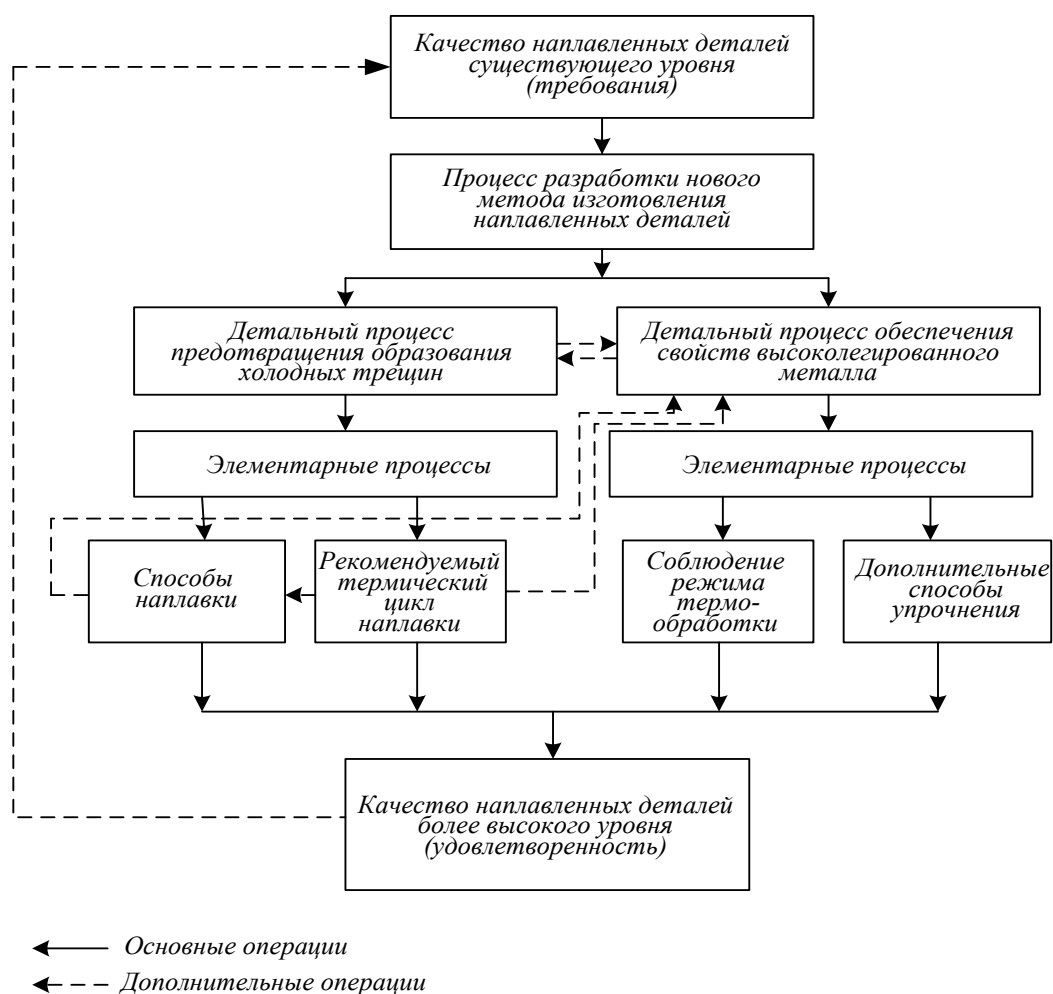


Рисунок 2.9 – Процесс разработки нового метода изготовления наплавленных деталей

Улучшить свойства наплавленного высоколегированного металла, а также обеспечить благоприятное напряженное состояние позволяет применение дополнительно после наплавки высокотемпературного отпуска. Так, твердость

металла после наплавки составляет 52 – 57 HRC, а после отпуска на вторичную твердость достигает 62 – 64 HRC, что соответствует 95 – 102 HSh.

Применив дополнительно после наплавки ультразвуковую поверхностную упрочняющую обработку (УПУО) или азотирование, можно повысить твердость до 64 – 66 HRC. Резервом повышения качества наплавленных деталей является применение рекристаллизационного отжига в процессе эксплуатации.

2.6 Выводы по главе 2

1. Для изготовления биметаллических деталей оборудования предложено использовать плазменную наплавку как способ нанесения износостойких покрытий, что объясняется рядом ее преимуществ перед другими способами наплавки: такими как высокая производительность, широкая возможность легирования наплавленного металла, возможность применения различных наплавочных металлов, большой диапазон регулирования ввода теплоты в основной и наплавляемый металлы, пригодность плазменной наплавки к автоматизации с применением электронной системы регулирования плазменного процесса. Перечисленные положительные стороны способов плазменной наплавки не только существенно расширяют технологические возможности их применения, но и позволяют получать значительный экономический эффект за счет наплавки слоев с минимальной глубиной проплавления и сохранения первоначальных физико-механических свойств при меньшем количестве наплавленного металла.

2. Плазменная наплавка или наплавка сжатой дугой позволяет реализовать на практике первую стадию термического цикла, положенного в основу разработанных способов наплавки.

Особенность предлагаемого термического цикла, позволяющего избежать образования холодных трещин и получить наплавленный теплостойкий быстрорежущий металл в состоянии близком к закаленному металлу, заключается в трех стадиях термического нагрева. Первая стадия обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких

температур, что предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Первая стадия термического цикла обеспечивается применением высококонцентрированных источников нагрева и сопутствующего охлаждения наплавляемой детали.

3. Для упрочнения активного слоя деталей горно-металлургического оборудования в СибГИУ разработан технологический процесс плазменной наплавки на обратной полярности нетоковедущей порошковой проволокой с применением специальных плазмотронов,

4. Для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота разработаны порошковые проволоки, обеспечивающие широкую гамму химических составов и эксплуатационных свойств наплавленного металла. Разработанные порошковые проволоки обеспечивают получение наплавленного металла теплостойких сплавов высокой твердости таких как, P18, P6M5, P2M9 и т.п. Порошковые проволоки предназначены для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота с целью восстановления и упрочнения быстроизнашивающихся деталей оборудования и металлообрабатывающего инструмента, когда требуются особенно высокая твердость и износостойкость рабочих поверхностей. На составы шихт для плазменной наплавки в защитно – легирующей среде азота получены охранные документы на объекты интеллектуальной собственности [230 – 234, 236 – 238].

5. Реализацию разработанного термического цикла наплавки предложено производить с помощью регулируемого подогрева сжатой дугой и регулируемого охлаждения душирующими устройствами и устройством для охлаждения наплавленных деталей, имеющих внутреннее осевое отверстие [239].

5. На основе проведенных теоретических и экспериментальных исследований на базе комплексного подхода с использованием графического метода анализа причинно-следственных связей и применением системного и процессного подходов разработана модель решения проблемы повышения качества и долговечности наплавленных деталей машин и механизмов (на примере

прокатных валков), с использованием комплексных технологий упрочнения, включая плазменную наплавку,

6. Предложена схема комплексных технологий упрочнения биметаллических деталей, состоящая из плазменной наплавки, термообработки после наплавки, азотирования наплавленного слоя, УПУО, рекристаллизационного отжига в процессе эксплуатации изделия, восстановительной наплавки изношенного слоя.

3. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ОСНОВ СПОСОБОВ МНОГОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ

Результаты исследований физических основ способов многослойной плазменной наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости в среде азота опубликованы в работах [192 – 197, 224 – 226, 277 – 291, 390 – 392].

3.1 Требования к термическому циклу при наплавке теплостойкими сплавами

Проведенный анализ термических циклов некоторых способов сварки и наплавки показал, что имеются предпосылки для получения наплавленного металла в состоянии, близком к закаленному состоянию с высокой стойкостью против образования холодных трещин. Предпосылки для разработки способов многослойной наплавки теплостойкими сплавами изложены в работах [21, 24, 127–131, 155].

При разработке способов многослойной наплавки быстрорежущими теплостойкими сплавами необходимо учесть возможное влияние водорода на образование холодных трещин в наплавленном металле. Для этого следует уменьшить количество водорода в наплавленном металле [21, 24]. С этой целью необходимо предусмотреть очистку наплавляемых заготовок от ржавчины, прокалку электродных материалов, применение защитных газов повышенной чистоты, введение в состав электродных материалов соединений, способных связывать водород в трудно диссоциирующие соединения, например в HF и т.п. При соблюдении этих мер образования холодных трещин в наплавленном металле не происходит.

Для проверки данного положения в работе было определено содержание водорода в наплавленном теплостойком металле различного состава в широком диапазоне режимов наплавки. Состав наплавленного металла изменялся от теплостойкого сплава 3X2B8 до быстрорежущего теплостойкого сплава P18.

Наплавленный металл получали при помощи плазменной наплавки на обратной полярности с нетоковедущей присадочной проволокой. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Были предприняты меры для уменьшения количества водорода в наплавленном металле. С этой целью производилась тщательная зачистка наплавляемых заготовок от ржавчины, прокатка порошковой проволоки, применялись защитные газы повышенной чистоты, а порошковая проволока содержала в своем составе кремнефтористый натрий (Na_2SiF_6) или алюмофтористый натрий (Al_3SiF_6).

Производилась многослойная наплавка колец шириной 100 мм. Толщина наплавленного слоя составляла 10 – 12 мм. Наплавка осуществлялась по двум схемам: в первом случае без предварительного подогрева, во втором с подогревом до температуры 600 °С и замедленным охлаждением после наплавки. В первом случае наблюдались поперечные холодные трещины, а в некоторых случаях даже отслоения наплавленного кольца [224, 258].

При наплавке с подогревом холодные трещины не обнаружены. В обоих случаях определяли содержание водорода в наплавленном металле методом вакуум – нагрева на установке Баталина и на эксхалографе ЕАН-220 фирмы «Бальцерс». Установлено, что содержание водорода колеблется в пределах 0,3 – 0,6 см³/100 г наплавленного металла при допустимом содержании водорода в высоколегированном наплавленном металле 2 см³/100 г металла. По исследованиям Фрумина И.И., содержание водорода при наплавке порошковой проволокой ПП-3Х2В8 также не превышает 2 см³/100 г [21].

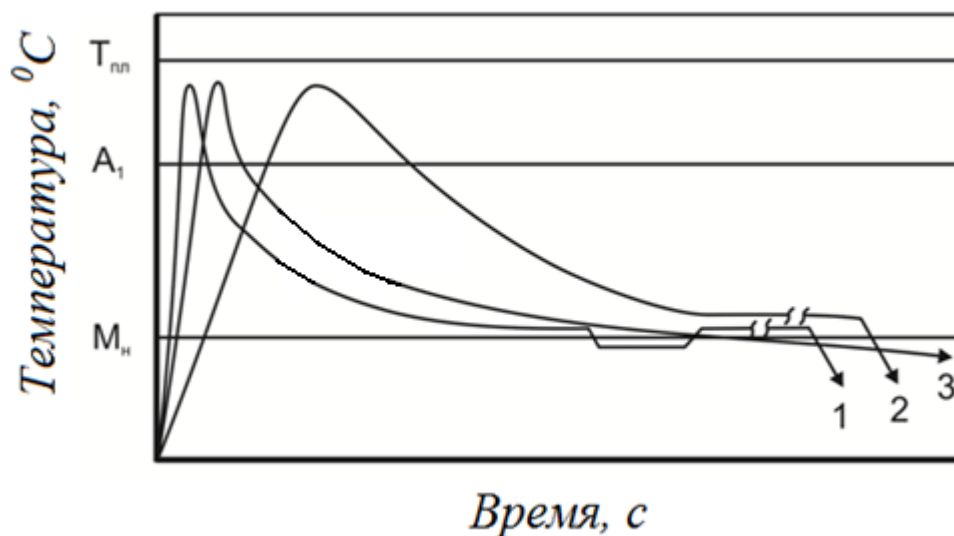
Такое низкое содержание водорода в наплавленном металле, а также тот факт, что в случае наличия трещин и при их отсутствии содержание водорода примерно одинаково, говорит о том, что водород в данном случае не является ответственным за образование холодных трещин. Проведенные исследования позволяют предположить, что в образовании холодных трещин в теплостойком металле главную роль играют закалочные явления, связанные с протеканием мартенситного превращения. Этот вывод подтверждают также данные Ю.А. Геллера о низком содержании водорода в инструментальных сталях.

Изложенные выше соображения о желаемом термическом цикле послужили основой при разработке новых способов наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости.

3.2 Способы многослойной наплавки теплостойкими сплавами

Получить наплавленный металл, обладающий высокой стойкостью против образования холодных трещин и высокими механическими свойствами сразу же после окончания наплавки, можно путем регулирования термического цикла наплавки. На рисунке 3.1 показаны рекомендуемые «идеальные» термические циклы, обеспечивающие повышенную стойкость против образования холодных трещин при электронно-лучевой сварке и сварке термически упрочненных сталей, представлен термический цикл при многопроходной сварке с присадочным материалом, претерпевающим фазовые превращения, сопровождающиеся возникновением аномальной (повышенной) пластичности [155, 224].

Особенность предлагаемого термического цикла заключается в трех стадиях термического нагрева [259, 380 – 386]. Первая обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, что предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Первая стадия термического цикла обеспечивается применением высококонцентрированных источников нагрева и сопутствующего охлаждения наплавливаемой детали. Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается путем применения предварительного подогрева на 50 – 100 °С выше температуры возникновения аномальной пластичности. Охлаждение наплавленной детали на третьей стадии термического цикла после окончания наплавки вызывает протекание фазовых превращений в теплостойком наплавленном металле, сопровождающихся возникновением аномальной пластичности. При этом внутренние временные напряжения в наплавленном изделии частично релаксируются, что позволяет получить наплавленный металл с низким уровнем остаточных напряжений, а, следовательно, с низкой склонностью к образованию холодных трещин.



1 – при многослойной наплавке теплостойкими сплавами; 2 – при сварке термоупрочненных сталей; 3 – при электронно – лучевой сварке

Рисунок 3.1 – Термические циклы

Охлаждение наплавленного металла после завершения процесса приводит к образованию мартенсита. При этом отпадает необходимость проведения закалки наплавленной детали для увеличения прочности, твердости и износостойкости. Исключается необходимость проведения последующей сложной термической обработки наплавленной детали (отжиг – закалка – отпуск). В предлагаемом способе для увеличения твердости и износостойкости необходимо произвести только одну дополнительную операцию – отпуск [259].

Попытки применения данного способа при многослойной наплавке деталей металлургического оборудования с рекомендуемой авторами [155] температурой предварительного подогрева на 50 – 100 °C выше температуры возникновения аномальной (повышенной) пластичности показали, что при наплавке третьего и последующих слоев возникают трещины. Это можно объяснить тем, что при поддержании температуры подогрева наплаваемой детали до завершения наплавки на 50 – 100 °C выше температуры начала фазовых превращений наплавленного металла, происходит постоянное накопление временных тепловых

напряжений, которые достигают предела прочности металла и вызывают появление трещин.

Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин нами предлагается регулировать уровень временных напряжений в процессе наплавки [259 – 261]. Такое регулирование можно осуществить временным снижением температуры подогрева на 20 – 100 °С ниже температуры начала фазовых превращений перед наплавкой третьего и последующих слоев. Это позволяет снизить уровень временных напряжений за счет их частичной релаксации при фазовых превращениях, сопровождающихся возникновением аномальной пластичности. Величина уменьшения температуры подогрева зависит от необходимого уровня снижения временных напряжений, получения структуры наплавленного металла с определенным количеством аустенита и мартенсита и интервала фазовых превращений. Желательно образование в структуре незначительного количества мартенсита. После частичной релаксации временных напряжений в том слое, где наиболее часто возникают трещины, температуру подогрева необходимо повысить. После завершения процесса наплавки деталь необходимо охладить до температуры окончания фазовых превращений (по третьей стадии термического цикла).

Предложенный способ эффективен при наплавке теплостойкими сплавами, обладающими низко расположенными температурами начала фазовых превращений ($M_n = 180 \div 380$ °С). Это позволяет для сплава Р18 понизить температуру предварительного подогрева с 500 – 600 °С до 230 – 280 °С и даже до 80–160 °С в предлагаемом способе, что уже само по себе упрощает технологию наплавки теплостойкими сплавами. Предложенный способ наплавки обеспечивает высокую стойкость наплавленного металла против образования закалочных трещин и получение высокой твердости и износостойкости закаленного в процессе наплавки слоя. Твердость металла после наплавки по данному способу приближается к твердости закаленных сталей (52 – 58 HRC). За счет высокого отпуска твердость можно повысить до 62 – 64 HRC. Наплавка по предложенному

способу позволяет более полно использовать высокие эксплуатационные свойства наплавленного металла.

Способ многослойной наплавки целесообразно применять для упрочнения деталей металлургического оборудования, имеющих простую (в частности цилиндрическую) форму. Так, например, высокая твердость необходима для активного слоя рабочих валков листовых станов холодной прокатки [224].

Механическую обработку деталей с твердостью до 58 HRC позволяет производить режущий инструмент с твердосплавными вставками или вставками из сверхтвердых синтетических материалов на основе карбидов бора. Шлифовка деталей высокой твердости не представляет собой особую трудность. Поэтому осуществление последующей механической обработки не является препятствием на пути внедрения данного способа наплавки в производство.

Уровень релаксации временных напряжений обеспечивается временем выдержки t_v при температурах ниже M_n , которое определяется из соотношения (рисунок 3.2):

$$t_{10} < t_v < t_{30},$$

где t_{10} – время, необходимое для образования 10 % мартенсита;

t_{30} – время, необходимое для образования 30 % мартенсита.

Охлаждение наплавленных слоев и изотермическая выдержка в интервале мартенситного превращения приводит к термической стабилизации аустенита. При этом наплавленный металл в процессе наплавки на 70 – 90 % состоит из стабилизированного аустенита. При увеличении количества аустенита снижаются напряжения, увеличивается пластичность, уменьшаются объемные изменения, деформации и чувствительность к трещинам.

Длительность выдержки зависит от химического состава наплавленного металла и может быть определена для каждой конкретной марки стали экспериментально или по диаграмме распада переохлажденного аустенита

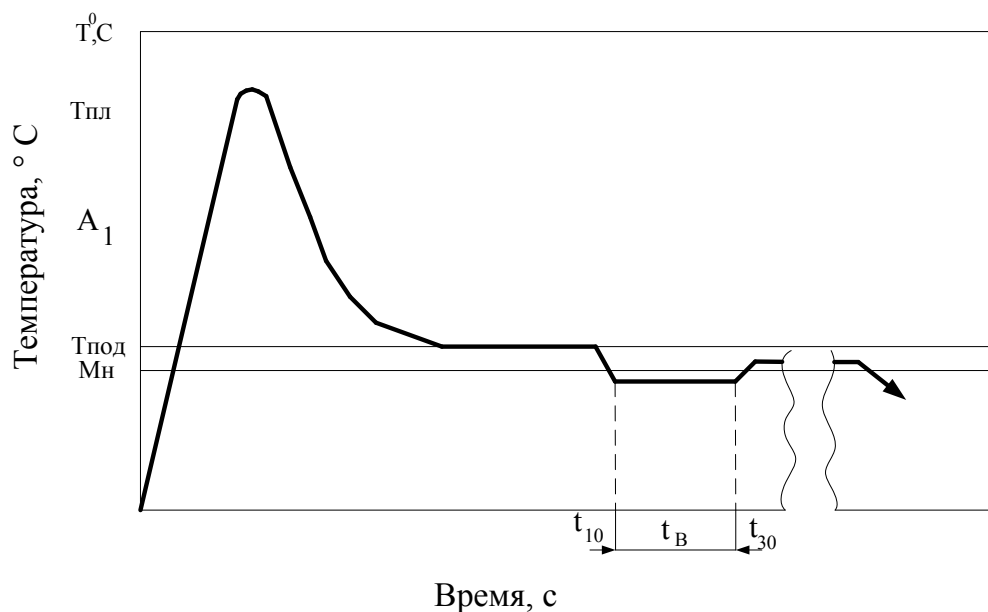


Рисунок 3.2 – Схема термического цикла при плазменной наплавке
теплостойкими сплавами [260]

При выдержке меньшей, чем в указанных пределах, когда образуется менее 10 % мартенсита, не происходит существенной релаксации временных напряжений, в результате чего в процессе многослойной наплавки происходит накопление временных напряжений, что, в свою очередь, может вызывать образование трещин. Кроме того, релаксация напряжений необходима для приостановки мартенситного превращения и стабилизации аустенита. Поэтому выдержка со временем t_b необходима для частичной релаксации временных напряжений в процессе наплавки и получения стабилизированного аустенита. При увеличении времени выдержки более t_b существенно снижается пластичность наплавленного металла из-за образования большого количества мартенсита, что приводит к образованию трещин. Кроме того, при большей выдержке увеличивается продолжительность наплавки, а, следовательно, снижается производительность процесса. При образовании в процессе наплавки большего количества мартенсита, чем 30 %, в процессе многослойной наплавки происходит более интенсивный распад мартенсита. В процессе распада мартенсита происходит выделение карбидов, поэтому при последующем отпуске нельзя

получить высокую твердость. Для получения однородной структуры в металле всех наплавленных слоев охлаждение и выдержку осуществляют после наложения каждого слоя.

На основе проведенных исследований в работе предложен способ многослойной наплавки в азотсодержащей среде теплостойкими сплавами высокой твердости, включающий предварительный подогрев наплавляемой заготовки, наплавку слоев, охлаждение наплавленного слоя перед нанесением последующего, выдержку t_v после наложения каждого слоя наплавки в течение времени, необходимого для образования 10 – 30 % мартенсита, при этом перед наплавкой первого t_n и последующих слоев осуществляют подогрев наплавляемой заготовки $T_{\text{под}}$ до температуры выше температуры начала мартенситного превращения M_n на 50 – 100 °С, а выдержку после наложения каждого слоя наплавки осуществляют с одновременным снижением температуры подогрева наплавляемой заготовки T_1 на 20 – 100 °С ниже температуры мартенситного превращения, и непосредственно после наплавки t_n последнего слоя производят высокотемпературный отпуск на наплавочной установке с температурой отпуска $T_{\text{отп}}$ находящейся в интервале: температура рекристаллизации основного металла – температура отпуска наплавленного металла (рисунок 3.3). Способ многослойной наплавки предотвращает образование трещин в процессе наплавки и позволяет увеличить твердость наплавленного металла до 59 – 60 HRC [261].

Основой способов, позволяющих получить наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин и с низким уровнем остаточных напряжений, является строго определенный термический цикл наплавки, особенностями которого является ограниченное время пребывания наплавленного металла в высокотемпературной зоне, высокие скорости охлаждения металла в области минимальной устойчивости аустенита, сохранение металла в аустенитном состоянии до завершения процесса наплавки путем применения предварительного подогрева с температурой $M_n + (50 - 100) \text{ °С}$ (рисунок 3.2). Для уменьшения уровня накопившихся в аустенитной области временных напряжений предложено кратковременное

снижение температуры подогрева на $(20 - 100) ^\circ\text{C}$ ниже M_n . Снижение температуры подогрева в процессе многослойной наплавки приводит к частичной релаксации временных напряжений, происходящей в основном за счет эффекта сверхпластичности в момент мартенситного превращения. Релаксация временных напряжений в интервале температур мартенситного превращения предотвращает образование трещин в процессе многослойной наплавки. Уровень релаксации временных напряжений обеспечивается временем выдержки t_v при температурах ниже M_n . На способы наплавки получены охранные документы на объекты интеллектуальной собственности [259 – 261].

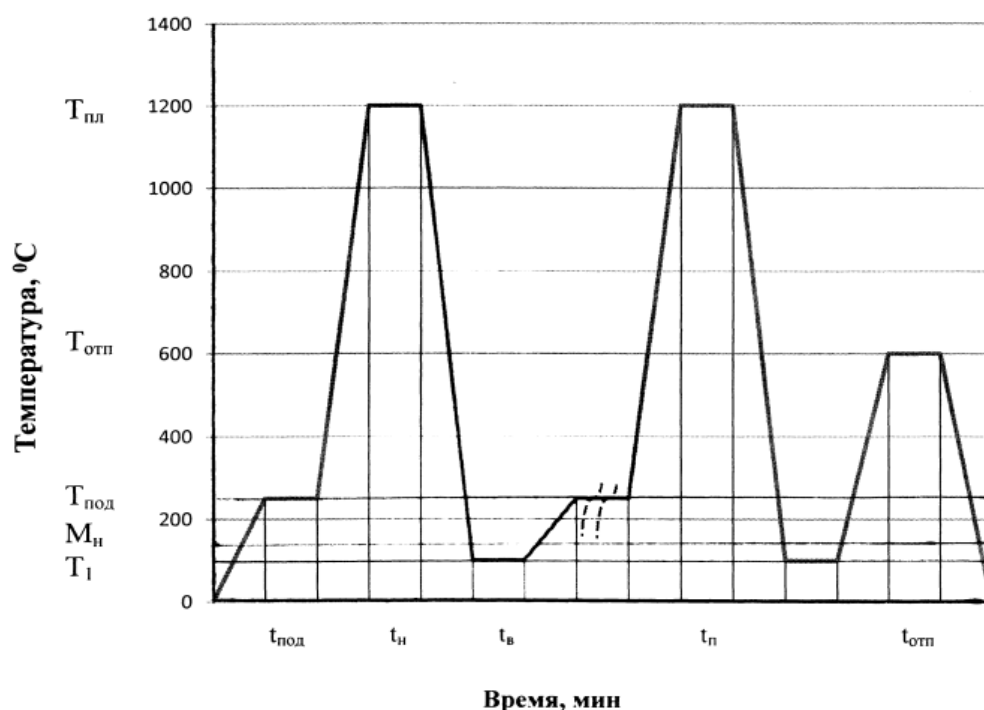


Рисунок 3.3 – Схема термического цикла многослойной наплавки [261]

Таким образом, получить наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин и с низким уровнем остаточных напряжений, можно используя строго определенный термический цикл наплавки. Регулирование напряженного состояния в наплавленных валках в процессе их изготовления предложено производить за счет использования эффекта повышенной пластичности путем кратковременного снижения температуры подогрева и определенной по времени выдержке при этой температуре. Регулирование напряженного состояния в

процессе проектирования и изготовления прокатных валков позволяет значительно повысить их стойкость [224, 259 – 266].

Многие теоретические представления, положенные в основу предлагаемого способа многослойной наплавки, не изучались в условиях наплавки теплостойкими сталями и требуют проведения комплекса исследований. Необходимо провести лабораторные исследования с целью изучения особенностей предложенных способов наплавки и выработки практических рекомендаций для их реализации.

3.3. Применение установок тепловой микроскопии для анализа термодформационных циклов наплавки и исследований свойств наплавленного металла

3.3.1. Достоинства метода тепловой микроскопии

Для анализа сварочных термодформационных циклов и исследований свойств наплавленного металла широко применяется метод температурной (тепловой) микроскопии, который совмещает достоинства микроскопических и фрактографических методов, а также методов испытания механических свойств металлических материалов [224, 267 – 275].

Метод температурной микроскопии позволяет определять величину истинной микропластической деформации отдельных структурных элементов в структуре металла. Этим он выгодно отличается от других методов изучения изменения механических свойств металлов, дающих усредненные характеристики, отнесенные к наиболее ослабленному сечению в макрообъеме рабочей зоны испытываемых образцов.

Преимущества метода температурной микроскопии наглядно проявляются при изучении термосилового воздействия на сталь. Обычный метод – закалка не позволяет устанавливать, например, особенности кинетики формирования и роста зерен аустенита, определять продукты его распада при различных режимах термодформационного воздействия и др., в то время как метод температурной микроскопии дает возможность:

- фиксировать процесс превращения ферритно–цементитных структур в аустенит во время нагрева;
- фиксировать кинетику изменения зерен аустенита – многократную смену границ во время нагрева и выдержки при заданной температуре;
- конкретизировать температурно – временные параметры проявления разных механизмов роста зерна аустенита;
- фиксировать кинетику процессов распада аустенита во время охлаждения;
- выявлять неоднородность фазовых превращений в металле, сохранившем после неполной гомогенизации ликвационную неоднородность;
- исследовать деформационные микрорельефы на различных этапах пластической деформации и сопоставлять их со структурой металла;
- выявлять структурные очаги преждевременного зарождения трещин, кинетику их развития и т.д.

Метод температурной микроскопии, несомненно, целесообразно использовать для решения широкого круга задач практического металловедения. Этот метод полезен при проведении исследований, связанных с выбором химического состава и конструирования заданной структуры металлических материалов, в том числе сварных соединений и наплавленного металла, а также при прогнозировании поведения сварных соединений в условиях изменения сварочных термомеханических циклов, в определенной степени моделирующих реальные технологические процессы и условия эксплуатации.

3.3.2. Установки для тепловой микроскопии

При исследовании современных материалов, в том числе сварных соединений и наплавленного металла, имеющих сложную гетерогенную структуру, и для решения различных научных и технологических задач с помощью этого метода тепловой микроскопии созданы специализированные установки, разработаны специальные методики исследований.

Установки для реализации метода температурной микроскопии представляют собой комплексы, в состав которых входит следующее

оборудование устройства для механического нагружения образцов по заданной программе (растяжение, сжатие, знакопеременный изгиб) [224, 274];

- оптическая система для наблюдения и фиксации микроструктуры поверхности исследуемых образцов;
- системы для нагрева и охлаждения образцов;
- система для создания вакуума или защитной атмосферы;
- система для измерения микротвердости при различных температурах;
- системы для измерения электрического сопротивления, термофизических и других характеристик.

Наиболее известны зарубежные модели: НМ-3, НМ-4, НМ-100 фирмы «Optical Union) » (Япония), «Haitish» фирмы «Leitz» (Германия), «Vacuterm» фирмы «Reichart» (Австрия. Эти установки оснащены качественными высокотемпературными микроскопами и системами для испытаний образцов по схемам растяжения, сжатия, изгиба в вакууме или в защитной среде с приспособлениями для измерения микротвердости, электросопротивления и др.

Основные технические характеристики таких моделей:

- температурный интервал испытаний – от -180 до 3000 °С;
- нагрев индукционный, радиационный, электронно-лучевой и пропусканием тока через образец;
- контроль за температурой – с помощью термопар (до 1600 °С) и пирометров (до 3000 °С);
- активное растяжение со скоростью от $8 - 10^{-8}$ м/с, растяжение под действием постоянной нагрузки до 3000 Н, сжатие под действием постоянной нагрузки до 2000 Н;
- измерение микротвердости при температурах от 180 до 1600 °С;
- максимальное полезное увеличение микроскопа до 800 крат.

Отечественной промышленностью выпущены установки следующих моделей:

- ИМАШ-9 – для измерения микротвердости при температурах до 1100 °С;
- ИМАШ-10 – для испытаний на малоциклового поперечный изгиб;

– ИМАШ-20 – для испытаний на активное растяжение или растяжение с постоянной нагрузкой [224, 274].

В установках предусмотрена возможность проведения испытаний в вакууме или газовых средах. При исследовании структуры и свойств металлов в широком диапазоне температур в вакууме или в защитных газовых средах нагрев и охлаждение образцов до заданных температур осуществляют радиационными (за счет излучения тепловой энергии нагревателей) и контактными (за счет действия пропускаемого электрического тока через образец) методами.

Контактный способ целесообразен при решении задач, требующих высоких скоростей нагрева и охлаждения, что невозможно в условиях радиационного нагрева, однако при контактном способе из-за образования в образце при деформировании макро- и микродефектов повышается вероятность локальных перегревов, ускоряющих разрушение. Контроль за температурой осуществляют обычно с помощью термопар.

В установках температурной микроскопии есть нагревательное и нагружающее устройства, что позволяет моделировать различные реальные схемы технологических процессов. Практически все технологические процессы можно представить как ряд последовательных нагревов и охлаждений и параллельно – температурно – силовых воздействий. С помощью высокотемпературного микроскопа можно одновременно осуществлять непосредственное наблюдение за структурными изменениями, происходящими при моделировании, и фиксировать количественные параметры термодформационного воздействия на изменение структуры и зарождение разрушения. Особенности теплового режима сварки, а именно: высокая температура нагрева и высокие скорости нагрева и охлаждения определяют своеобразие перечисленных процессов в сварных соединениях и наплавленном металле.

Целесообразно наложение термического цикла наплавки на жестко закрепленный образец с возможностью мгновенного снятия жесткого закрепления и активного растяжения образца в любой заданный момент термического цикла.

Большую полезную информацию дает метод моделирования процессов наплавки с помощью указанной выше установки. Моделирование проводят с использованием модернизированной установки типа ИМАШ-20, оснащенной блоком автоматического управления параметрами термдеформационных циклов и системой дозированного спрейерного охлаждения образца защитным газом. При автоматическом моделировании можно воспроизводить термдеформационное воздействие сварки на металл образца-имитатора с одновременным наблюдением, фото- и киносъемкой микроструктурных изменений в металле. Анализ термического и деформационного воздействий на структуру и свойства металла образца-имитатора основан на интерпретации зависимостей $T = f(\tau)$ и $\sigma = f(\tau)$.

3.3.3 Образцы и методика исследований свойств наплавленного металла высокой твердости

Для изучения процессов деформации, разрушения и структурных изменений в металлах (литых и деформированных) рекомендуется использовать плоские образцы четырех типов (рисунок 3.4) [224, 274].

Практический опыт применения плоских образцов на установках температурной микроскопии для исследования структуры и свойств наплавленного металла, обладающего высокой твердостью порядка 55 – 57 HRC в состоянии после наплавки, выявил ряд недостатков [224]. Так, образцы, имеющие плоскую форму сечением 9 мм² при длине рабочей части 46 мм, необходимо вырезать из наплавленного слоя абразивной или электроэрозионной резкой вдоль образующей цилиндра из наплавленного металла 2 (рисунок 3.4).

На установках тепловой микроскопии в дальнейшем имитируется термдеформационный цикл наплавки. Образцы при этом нагреваются в вакууме до 1200 °С прямым пропусканием тока. При таком способе нагрева не обеспечивается требуемая равномерность нагрева рабочей части образца из-за значительного теплоотвода в захватные части образца, что отрицательно сказывается на точности измерения усилий и напряжений.

С целью повышения точности измерений путем создания равномерности распределения температуры в образце предлагается использовать сварной плоский образец [276, 277]. Образец для испытаний на прочность при нагреве прямым пропусканием тока, который выполняется в виде стержневой рабочей части и конических захватных частей из разнородных материалов, удельные сопротивления которых выбраны из соотношения $\rho_3/\rho_p \geq 1.2$, где ρ_3 и ρ_p – удельные электросопротивления захватных и рабочей частей соответственно, длина рабочей и захватных частей выбирается из соотношения $L_3/L_p = (0,5 - 1,5)$, а материал захватных частей из металла с большей жаропрочностью, чем материал рабочей части образца (из соотношения жаропрочность металла захватных частей к жаропрочности рабочего металла больше 1). При этом происходит повышение точности высокотемпературных испытаний на прочность и вязкость путем создания равномерности распределения температуры по длине испытуемого образца, возможность определения характеристик жаропрочности при испытаниях наплавленного металла, возможность регулирования скорости нагрева и охлаждения образцов за счет изменения длины и материала захватных частей, снижение стоимости изготовления образцов из наплавленного металла, обладающего высокой твердостью за счет упрощения формы образца [276, 277] (рисунок 3.5 и 3.6).

Такое исполнение образца обеспечивает равномерный нагрев рабочей части, выполненной из исследуемого материала, при нагреве его прямым пропусканием тока. Выбор соотношения $\rho_3/\rho_p \geq 1.2$ определяется равномерностью нагрева. При меньшем, чем 1,2, соотношении сопротивлений не наблюдается существенного выравнивания температуры по длине стержня. Верхний предел соотношения удельных электросопротивлений ρ_3 и ρ_p не ограничивается. Для реальных высоколегированных сталей и сплавов, имеющих удельное электросопротивление порядка 50 – 200 мк Ом. см, это соотношение может находиться в пределах от 1,2 до 5,0. Выбор материала захватов производят также с учетом его работоспособности при высокотемпературных исследованиях, например жаропрочности. При выборе материалов захватов нужно учитывать,

что, чем больше соотношение, тем быстрее достигается равномерность температуры по длине образца.

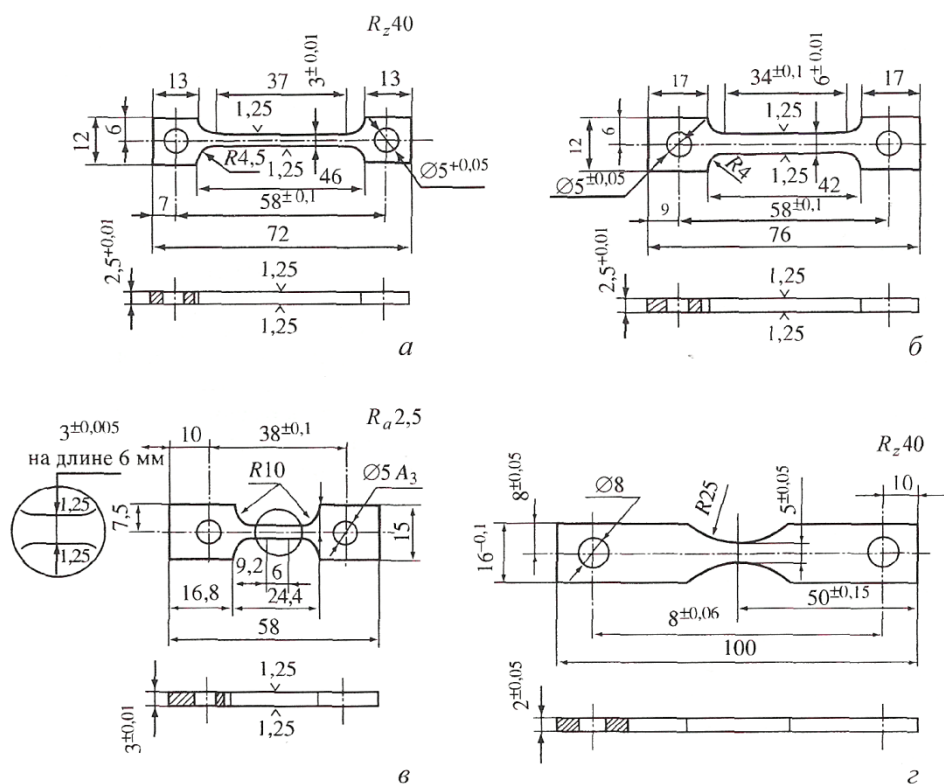


Рисунок 3.4 – Образцы для проведения испытаний четырех типов [274]

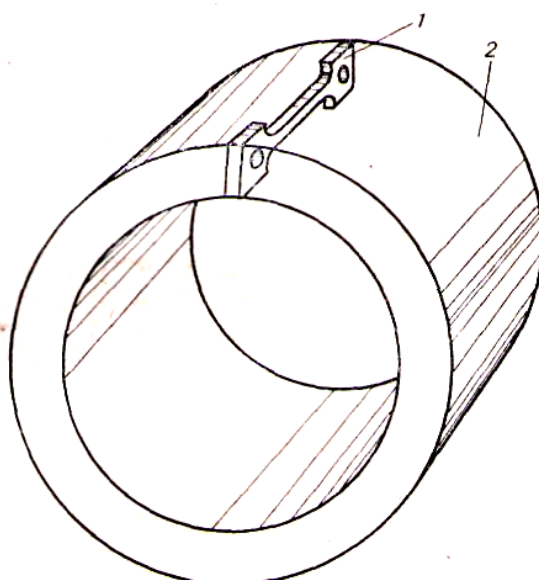


Рисунок 3.5 – Схема вырезки образцов из наплавленного металла

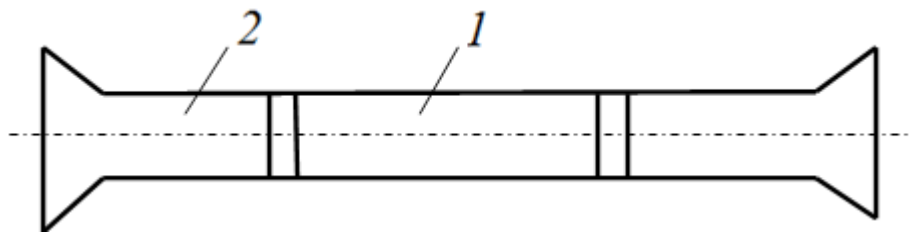


Рисунок 3.6 – Составной сварной образец

Образец имеет конические по форме захватные части меньшей площади по сравнению с рекомендуемыми образцами, что уменьшает на них теплоотвод. Таким образом, при протекании тока одинаковой плотности по образцу происходит увеличение тепловыделения на захватных частях, что компенсирует теплоотвод. Размеры рабочего участка и материал захватных частей выбирают исходя из условия отсутствия перепада температуры по длине стержня.

Так, по описанной выше методике проводили исследования теплостойкого металла высокой твердости. Заготовки для образцов для исследований получили плазменной наплавкой порошковой проволокой ПП-9Х4В18Ю, обеспечивающей состав наплавленного металла типа сплава Р18. Твердость наплавленного металла после наплавки 55 – 57 HRC, после отпуска 62 – 64 HRC. Из наплавленного металла изготавливали образцы для высокотемпературных исследований, рекомендуемые для установок типа ИМАШ, и образцы, изготовленные по предлагаемой схеме. Стержни изготавливали из исследуемого материала сечением 3×3 мм, длиной 15 мм, при общей длине 74 мм. Захваты изготавливали из жаропрочного сплава ХН78Т, имеющего удельное электросопротивления при 0° С 98 мк Ом·см. Стержни и захваты соединяли одним из способов сварки давлением (контактной сваркой сопротивлением или диффузионной сваркой в вакууме).

Испытания образцов проводили на установке ИМАШ-20-78, предназначенной для прямого наблюдения, фотографирования и видеозаписи микроструктуры различных материалов при нагреве (охлаждении) и растяжении (сжатии) в вакууме. По длине образцов контролировали температуру с помощью термопар. При этом оценивали перепад температуры по длине образцов на

участке 15 мм, что соответствовало длине стержня из исследуемого образца. Затем образцы нагревали до температуры 600 и 1000 °С и определили временное сопротивление разрыву (предел прочности) при растяжении. Образцы доводили до разрушения, которое наблюдалось в центральной рабочей зоне образца. Результаты сравнительных испытаний показали, что в исследуемой зоне сварных образцов обеспечивается равномерный нагрев по всей длине рабочей части, что повышает точность измерения предела прочности.

Таким образом, в работе предложены сварные образцы, изготовленные из наплавленного металла с высокой твердостью, для испытаний на установках тепловой микроскопии при нагреве его прямым пропусканием тока, форма которого обеспечивает равномерный нагрев по всей длине рабочей части, что повышает точность измерений.

Установки тепловой микроскопии позволяют более широко учитывать физические процессы, происходящие в металлах при нагреве и охлаждении. Кроме того, установки позволяют воспроизводить заданные термические циклы и деформацию на образцах, изготавливаемых непосредственно из наплавленного металла. Установки тепловой микроскопии позволяют наиболее полно проследить процесс развития сварочных деформаций и напряжений с учетом физических процессов, происходящих в металле, а также исследовать в широких пределах реакцию металла на термдеформационный цикл с целью определения реальных механических свойств металла при сварочном термическом цикле.

Установки тепловой микроскопии позволяют осуществлять управляемый нагрев со скоростью до 20 °С/с и охлаждение со скоростью до 15 °С/с с точностью 0,5 %. На установках также можно определять механические свойства исследуемых материалов (σ_T , E) и снимать их диаграммы растяжения.

3.4 Исследование влияния термического цикла на упрочнение наплавленного теплостойкого металла

При разработке способов многослойной наплавки необходимо исследовать влияние основных параметров предложенного термического цикла на первой его

стадии: влияние температуры нагрева и времени пребывания при этих температурах на процессы упрочнения наплавленного теплостойкого металла. На основании этих исследований можно будет дать конкретные рекомендации по выбору состава наплавленного металла и влияния на его свойства высокотемпературной зоны предложенного термического цикла наплавки [224, 278 – 291].

3.4.1 Влияние температуры нагрева на свойства наплавленного теплостойкого металла

Температура нагрева в основном оказывает влияние на свойства закаленного и отпущенного наплавленного теплостойкого металла, которые связаны с увеличением растворения карбидов и ростом аустенитного зерна.

Исследование влияния максимальной температуры термического цикла наплавки на процессы растворения карбидной фазы, рост аустенитного зерна проводилось нами на установках тепловой микроскопии «АЛА-ТОО» (ИМАШ-2075), «Киргизстан» (ИМАШ-5С-69) при непосредственном наблюдении за микроструктурой образцов из теплостойкой стали Р18, наплавленного сплава Р18Ю и сплава 3Х2В8 [224, 278, 285]. Влияние температуры нагрева на свойства наплавленного металла оценивали по изменению твердости исследуемых образцов. Влияние температуры аустенизации на распределение элементов между карбидами и твердым раствором приведено в таблице 3.1. Карбиды из наплавленного металла выделяли электрохимическим методом. Изолирование фаз проводили при растворении образцов металла, служащих анодом в электролите 15 % хлористого натрия и 2,5 % винной кислоты. Исследуемые образцы помещали в полупроницаемые мембраны из коллодия. В этих условиях практически не происходит загрязнение анодного осадка продуктами гидролиза [224]. Выделенные осадки подвергали химическому анализу. При помощи химических реагентов проводили разделение фаз, которые затем проверяли на чистоту рентгеноструктурным анализом. Увеличение температуры аустенизации приводит к растворению карбидов и увеличению содержания легирующих

элементов. Максимальные температуры цикла и время пребывания при этих температурах оказывают влияние на процессы коагуляции и растворения карбидной фазы, степень легированности аустенита и размер его зерна.

При увеличении температуры нагрева с 800 до 1200 °С содержание хрома в твердом растворе возросло с 2,30 до 3,80 %, углерода – с 0,09 до 0,24 % и вольфрама – с 3,13 до 4,00 %. Об увеличении степени легированности твердого раствора при возрастании температуры нагрева свидетельствует также увеличение параметра кристаллической решетки твердого раствора. Из данных рисунка 3.7 видно, что с ростом температуры нагрева происходит увеличение параметра кристаллической решетки с 2,856 до 2,876 Å. Такое увеличение параметра связано с замещением атомов углерода в твердом растворе атомами вольфрама, хрома и других элементов.

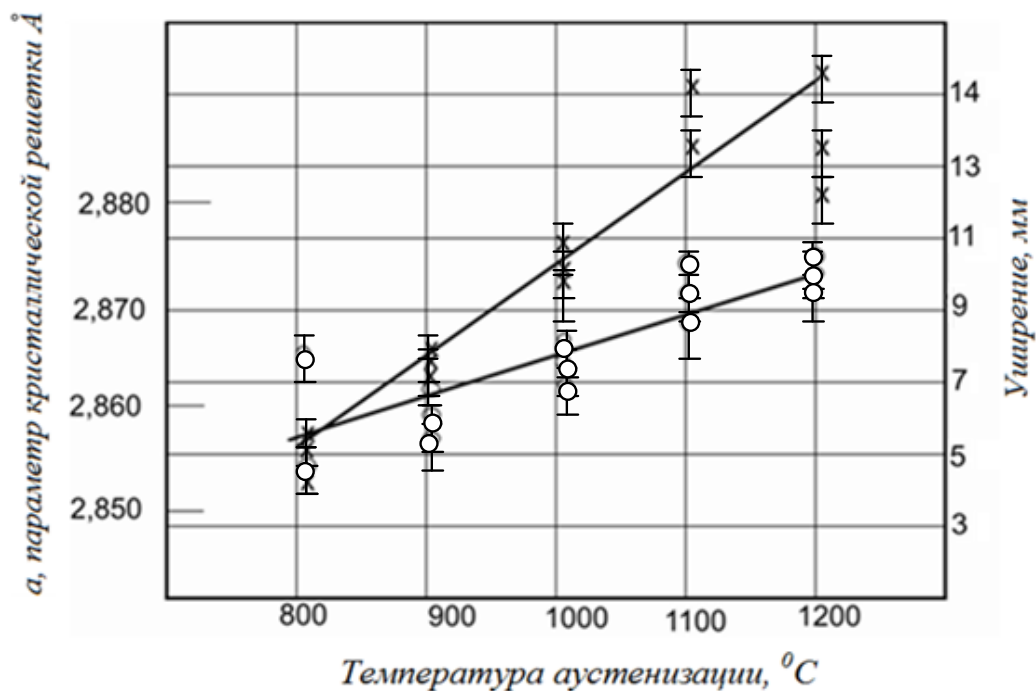
Таблица 3.1– Влияние температуры аустенизации на распределение элементов между карбидами и твердым раствором наплавленного сплава 4X4B10Ю

Температура аустенитизации, °С	Содержание элементов в карбидах, % масс.			Содержание элементов в твердом растворе, % масс.		
	C	Cr	W	C	Cr	W
800	0,45	1,7	6,87	0,09	2,3	3,13
900	0,4	0,58	5,8	0,14	3,42	3,2
1000	0,38	0,5	5,44	0,16	3,5	3,56
1100	0,34	0,3	5,14	0,2	3,7	3,86
1200	0,3	0,2	5	0,24	3,8	4

На рисунке 3.8 показана твердость образцов из сплава P18Ю в зависимости от температуры нагрева и от времени выдержки при этой температуре. Твердость замерялась по стандартной методике по методу Роквелла (на рисунках приведены обработанные зависимости). Нагрев и охлаждение образцов производился в рабочей камере установки тепловой микроскопии.

Общий эффект увеличения количества растворившихся карбидов при повышении температуры очевиден из данных рисунка 3.8, но особый интерес представляет изменение твердости в зависимости от времени выдержки при

какой-либо определенной температуре. Можно видеть, что твердость сначала быстро повышается с увеличением времени выдержки при данной температуре, но после достижения определенного предела твердости дальнейшее увеличение выдержки не имеет значения.



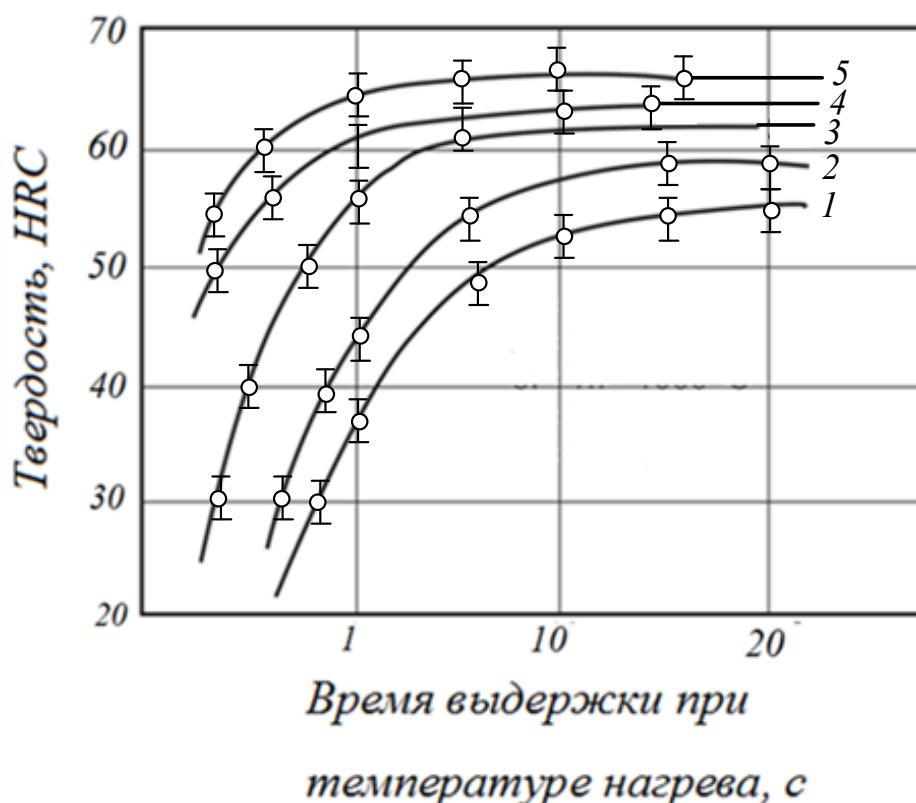
х – параметр решетки; о – уширение

Рисунок 3.7 – Влияние температуры нагрева на параметры решетки мартенсита сплава P18Ю

Чем выше температура, тем меньше продолжительность нагрева, необходимая для достижения той степени растворения карбидов, которая обеспечивает при данной температуре максимум твердости. Времени пребывания в высокотемпературной зоне наплавленного металла менее 1 минуты достаточно для получения максимальной твердости. Увеличение количества растворившихся карбидов приводит к обогащению аустенита углеродом и легирующими элементами. Нерастворившиеся карбидные частицы не участвуют в последующем превращении, но их присутствие в структуре наплавленного металла необходимо с точки зрения сопротивления износу. В некоторых случаях чрезмерное растворение карбидов может привести к недостаточной износостойкости

наплавленной детали. Но обычно карбиды полностью не растворяются и обеспечивают удовлетворительное сопротивление износу. Увеличение степени растворения карбидов отражается в основном на тех свойствах стали, которые связаны с легированностью аустенита. Типичными результатами этого являются: а) более высокая твердость в наплавленном состоянии; б) более высокая твердость после отпуска; в) более низкая вязкость; г) более высокая красностойкость; д) более низкая температура начала мартенситного превращения; е) более высокое количество остаточного аустенита при комнатной температуре; ж) большая устойчивость остаточного аустенита при отпуске.

С целью подтверждения выше сказанного нами было проведено определение температур начала мартенситного превращения в зависимости от температуры нагрева. В таблице 3.2 показано влияние температуры аустенизации на положение критических точек сплава P18Ю.



1 – $T_n = 800\text{ °C}$; 2 – $T_n = 900\text{ °C}$; 3 – $T_n = 1000\text{ °C}$; 4 – $T_n = 1100\text{ °C}$; 5 – $T_n = 1200\text{ °C}$

Рисунок 3.8 – Влияние температуры нагрева и времени выдержки на твердость сплава P18Ю

Таблица 3.2 – Влияние температуры аустенизации на положение критических точек сплава P18Ю

Температура, °С	Критические точки			
	Ac ₁	Ar ₁	M _H	M _K
800	790	880	400	200
900	790	880	380	150
1000	785	880	320	100

Для определения критических точек применялся оптический дифференциальный dilatометр Шевенара типа ДР-49. Выдержка при температурах нагрева составляла 10 минут, охлаждение образцов производилось на воздухе.

3.4.2 Влияние величины зерна на свойства наплавленного теплостойкого металла

Температура нагрева металла и продолжительность времени пребывания наплавленного металла при этих температурах одинаково действуют на рост зерна аустенита. Границы зерна служат барьером, задерживающим распространение трещины, которая возникает при хрупком разрушении. В конце трещины создается наибольшая концентрация напряжений; она тем значительнее, чем больше трещина, следовательно, чем крупнее зерно. Сохранение мелкого зерна аустенита играет определенную роль в повышении стойкости наплавленного металла против образования холодных трещин [224]. Размер зерна увеличивается вследствие диффузионных процессов, протекающих при нагреве и усиливающихся при повышении температуры. Поэтому решающим фактором, вызывающим увеличение размеров зерна, является температура нагрева выше A_1 . Пока не достигнута температура, при которой полностью растворяется феррит и большая часть карбидов, зерна аустенита остаются очень мелкими. Выше этой температуры, которая, как правило, примерно на 100 °С ниже точки плавления стали, размер зерна аустенита увеличивается. Но даже в этом интервале

температур высоколегированный наплавленный сплав Р18Ю сохраняет мелкое зерно (рисунки 3.8 – 3.10), которое растет лишь при увеличении времени выдержки. В хромовольфрамовом сплаве 3Х2В8 рост зерна аустенита наблюдается при более низких температурах. Рост зерна в теплостойкой стали задерживается карбидами, и мелкое зерно сохраняется при высоких температурах, если еще не наступает растворение большей части карбидов.

Влияние выдержки менее сильно за исключением случаев, когда она очень длительная и значительно больше требуемой для растворения карбидов и выполняется при очень высоком нагреве. Поэтому необходимо как можно больше ограничить время пребывания наплавленного металла в высокотемпературной зоне, что позволяет предупредить образование крупнозернистой структуры.

Измельчению структуры наплавленного металла способствует его легирование алюминием. Согласно теории барьеров, алюминий образует с растворенными в наплавленном металле азотом и кислородом частицы нитридов и оксидов (AlN и Al_2O_3). Эти соединения растворяются в жидком металле, а после его кристаллизации выделяются в виде мельчайших субмикроскопических частиц («неметаллическая пыль»). Последние, располагаясь преимущественно по границам зерна, препятствуют его росту. В наплавленном сплаве Р18Ю, дополнительно легированном азотом и алюминием, зерно сохраняется мелким, что благоприятно сказывается на его стойкости против образования холодных трещин (рисунок 3.9 – 3.11).

Структуры наплавленного и кованого металла получены с помощью высокотемпературного микроскопа МВТ-71 установки тепловой микроскопии типа ИМАШ.

Типичная структура наплавленного сплава после многослойной плазменной наплавки в среде азота нетоковедущей порошковой проволокой ПП-Р18ЮН приведена на рисунке 3.12 а, после наплавки и высокотемпературного 4-х кратного отпуска при 580 °С на рисунке 3.12 б (микроскоп-OLYPUS GX-51, раствор для травления – 3 %-ный спиртовой раствор HNO_3).

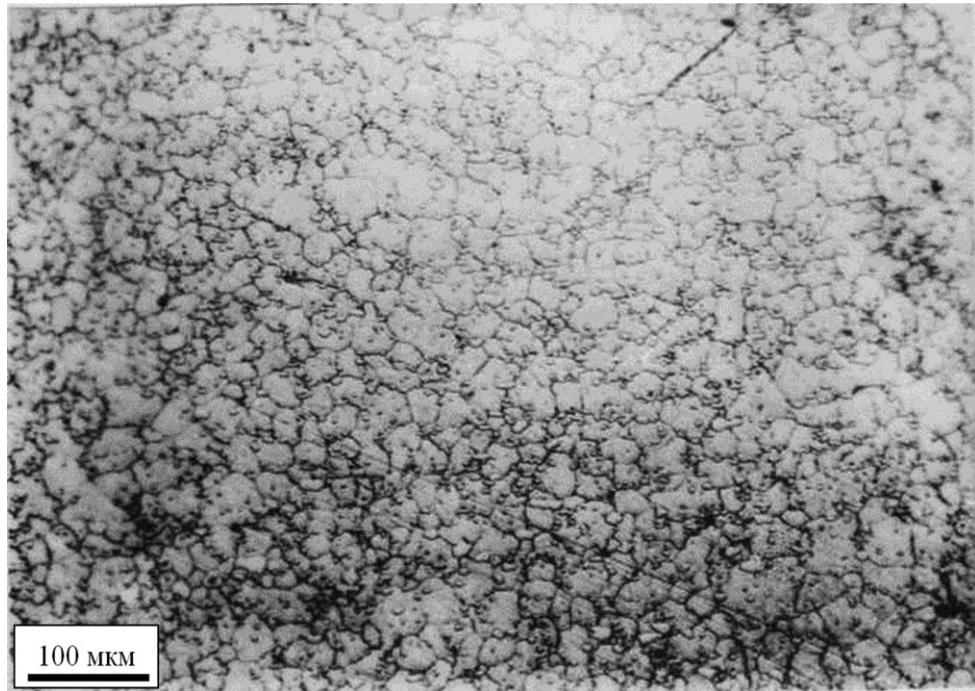


Рисунок 3.9 – Структура кованой стали P18

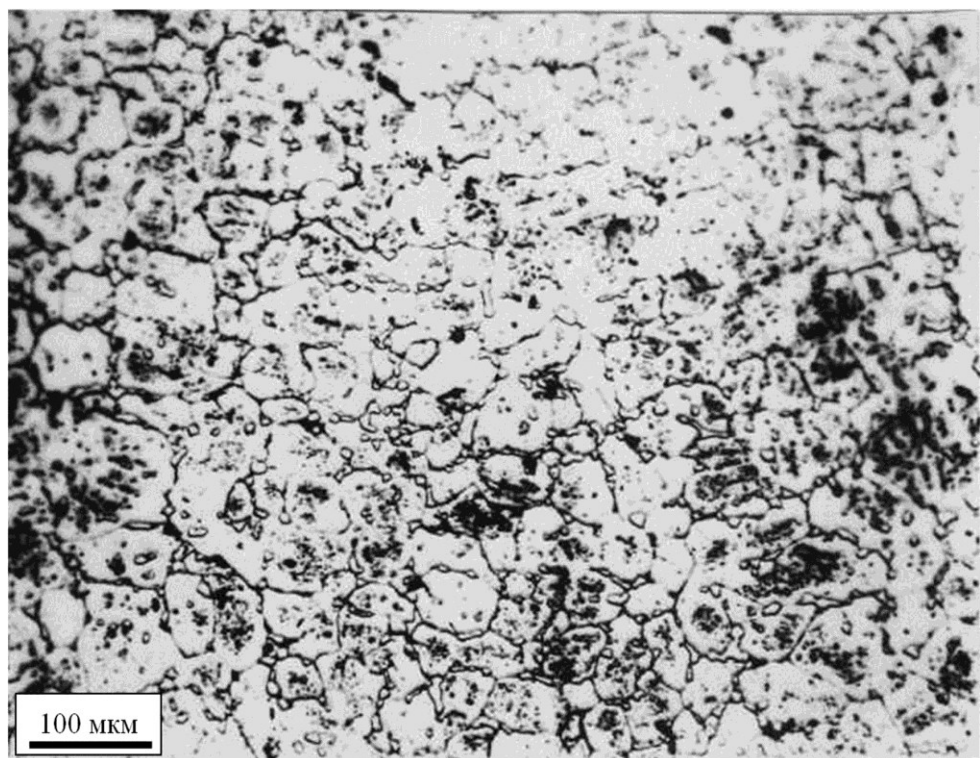


Рисунок 3.10 – Структура наплавленного сплава P18ЮН

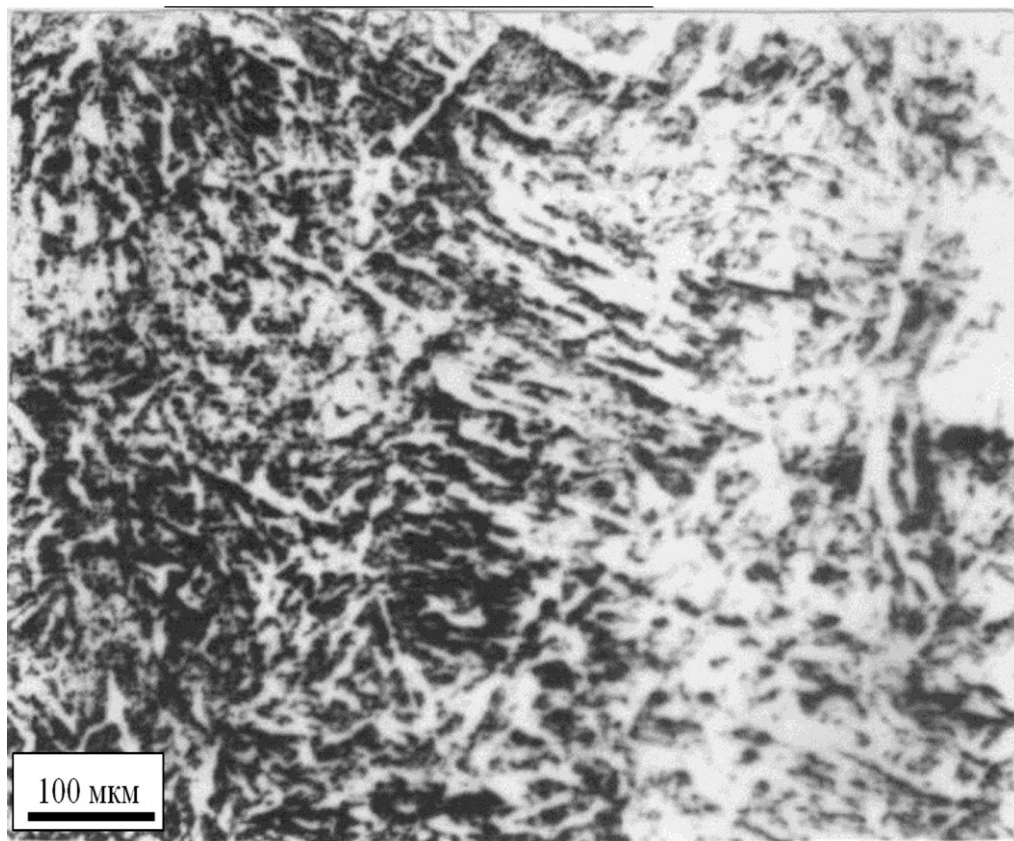
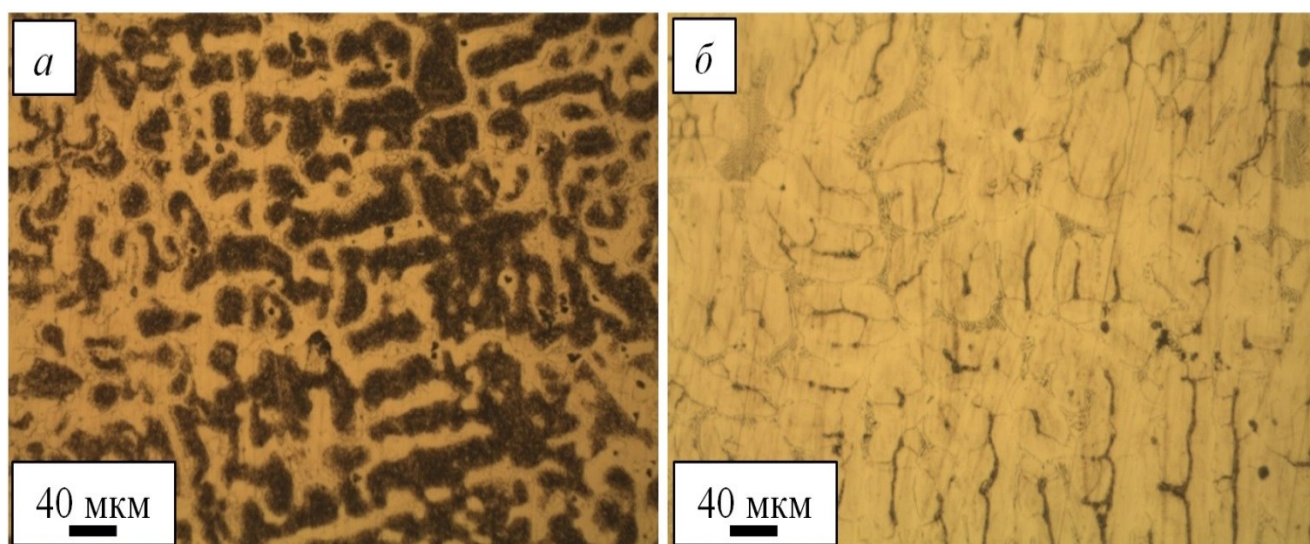


Рисунок 3.11 – Структура наплавленного сплава 3X2B8



а – после наплавки; б – после наплавки и высокотемпературного отпуска

Рисунок 3.12 – Структура наплавленного сплава типа P18ЮН

3.4.3 Влияние скорости охлаждения в высокотемпературной зоне на упрочнение теплостойкого металла

В разработанном способе многослойной наплавки рекомендуется применение повышенных скоростей охлаждения в высокотемпературной зоне термического цикла, что направлено на сохранение высоколегированного аустенита в процессе наплавки всех слоев. Применение повышенных скоростей охлаждения должно предотвратить выделение карбидов при температурах минимальной устойчивости аустенита и образование низко-прочного перлита. В теплостойких сталях устойчивость аустенита достаточно велика. Особенно она высока в быстрорежущих теплостойких сталях, в которых диффузионное превращение выше точки M_n обычно не наблюдается. Менее легированные штамповые стали (типа стали 3X2B8) обладают меньшей устойчивостью аустенита в области температур 750 – 550 °С. С целью определения допустимых скоростей охлаждения, при которых сохраняется достаточно легированный аустенит, нами было проведено исследование влияния скорости охлаждения в высокотемпературной зоне (выше температур 550 °С) на упрочнение теплостойкого металла [224, 278, 285].

Образцы из сплавов P18 и 3X2B8 нагревали в вакуумной камере установки тепловой микроскопии «АЛА-ТОО» до температуры 1200 °С, обеспечивающей получение достаточно легированного аустенита, и после выдержки в течение 10 мин. охлаждали с различными скоростями. О влиянии скорости охлаждения на упрочнение исследуемого металла судили по замерам твердости образцов при комнатной температуре.

Полученные данные представлены на рисунке 3.13. Скорости охлаждения теплостойких быстрорежущих сплавов, при которых сохраняется легированный аустенит, а, следовательно, и высокая твердость, значительно ниже аналогичных критических скоростей для штампового сплава 3X2B8. Твердость 64 – 66 HRC сохраняется у сплава P18 при охлаждении со скоростями выше 6 °С/с, а у сплава 3X2B8 критическая скорость охлаждения возрастает до 60 °С/с. Следовательно, для обеспечения закалки металла в процессе наплавки необходимо его охлаждение со скоростями, превышающими критические. Таким образом, более легиро-

ванные быстрорежущие теплостойкие сплавы, обладающие устойчивым аустени-
том, предпочтительнее для многослойной наплавки вследствие низких критиче-
ских скоростей закалки.

Применение в качестве наплавочных материалов теплостойких быстроре-
жущих сплавов P18, дополнительно легированных алюминием и азотом, благо-
приятно сказывается на сохранении более мелкого аустенитного зерна, получении
легированного твердого раствора, определяющих получение высоких механиче-
ских свойств наплавленного металла. Для обеспечения этих свойств наплавлен-
ный теплостойкий металл нецелесообразно выдерживать в высокотемпературной
зоне более 60 с и охлаждать в этой зоне со скоростями ниже критических.

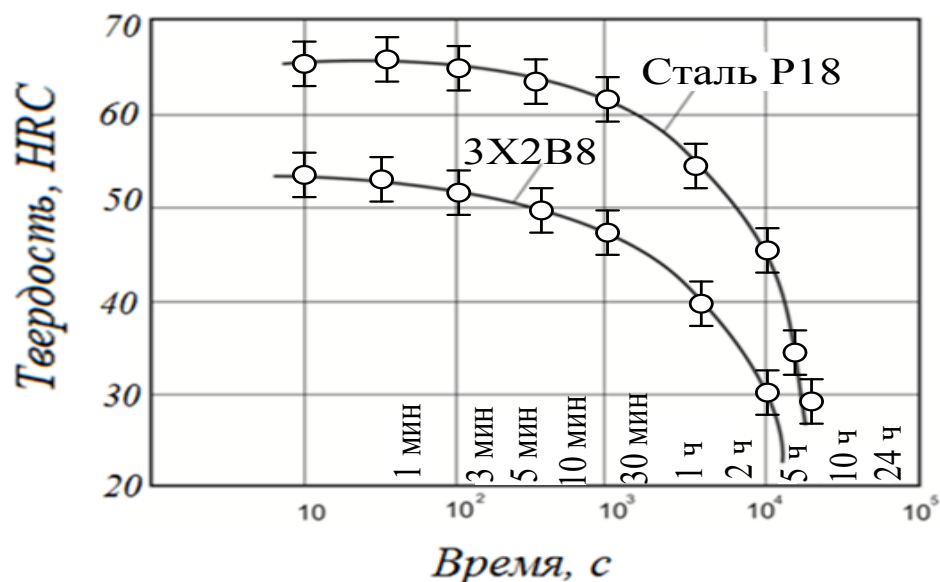


Рисунок 3.13 – Влияние скорости охлаждения в высокотемпературной зоне на
твердость теплостойких сплавов

Проведенные исследования влияния термического цикла наплавки на
упрочнение наплавленного металла полностью подтверждают основные законо-
мерности процесса упрочнения теплостойких сталей и вполне приемлемы для
анализа процессов упрочнения и наплавленного металла.

3.5 Исследование особенностей протекания мартенситного превращения на величину остаточных напряжений в теплостойком металле

3.5.1 Методика исследования процессов релаксации напряжений в условиях одноосного растяжения на установках типа ИМАШ

Установки типа ИМАШ-5С применялись для изучения процессов релаксации напряжений в условиях одноосного растяжения. Релаксацией в технической литературе называют процессы изменения напряжений во времени. Идеальной релаксацией напряжений называют процесс уменьшения напряжений в мгновенно нагруженном образце, который в течение всего испытания находится в абсолютно жестко закрепленном состоянии. Однако такие условия практически не осуществимы, так как реальные системы не могут обеспечить абсолютной жесткости (чистая релаксация) и мгновенного нагружения [224, 274].

В однородных и изотропных твердых телах явление релаксации напряжений есть проявление нескольких факторов при условии постоянства суммарной деформации:

$$\epsilon_0 = \epsilon_y + \epsilon_{\text{п}} + \epsilon_{\text{стр}} + \epsilon_{\text{пл}} = \text{const}, \quad (3.4)$$

где ϵ_y – упругая деформация; $\epsilon_{\text{пл}}$ – пластическая деформация; $\epsilon_{\text{п}}$ – деформация ползучести; $\epsilon_{\text{стр}}$ – деформация, вызванная изменением структуры, сопровождающимся изменением объема.

При нагружении образца напряжениями, меньшими предела упругости ϵ_y , $\epsilon_{\text{пл}} = 0$. Если структурные изменения вызывают уменьшение объема, то ($\epsilon_{\text{стр}} < 0$), если же они сопровождаются увеличением объема, то $\epsilon_{\text{стр}} > 0$. Деформация ползучести может быть сведена к минимуму путем применения высоких скоростей нагрева и охлаждения. С учетом этих допущений уравнение (3.5) можно записать в следующей форме:

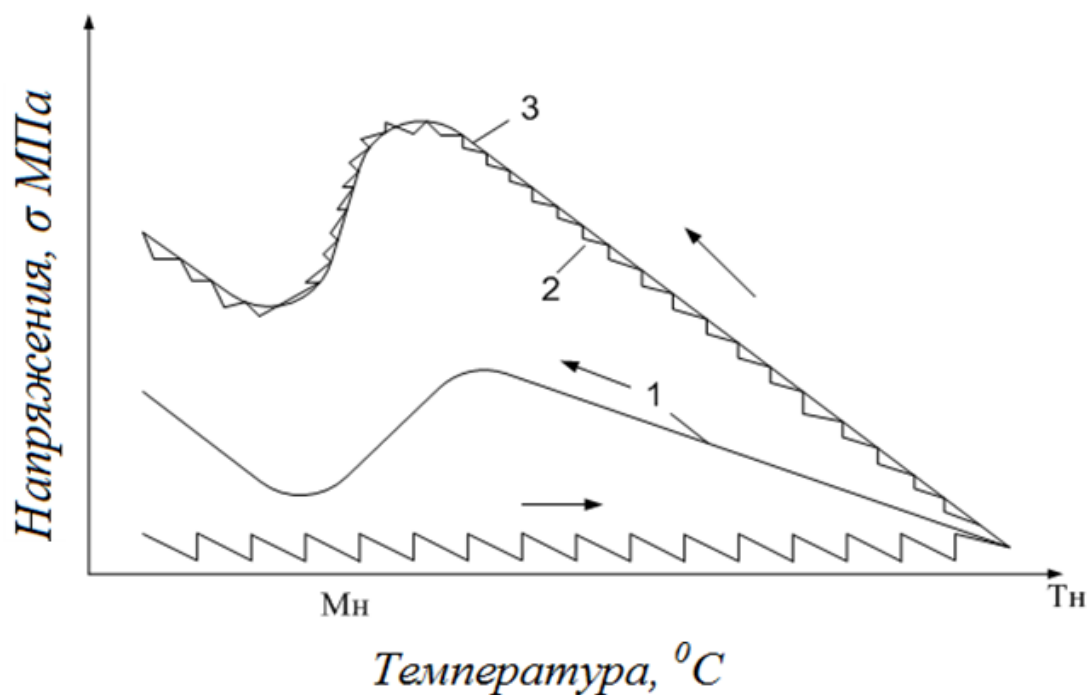
$$\epsilon_0 = \epsilon_y + \epsilon_{\text{стр}} = \text{const}. \quad (3.5)$$

Изучались процессы релаксации напряжений в образцах из наплавленного металла при условии постоянства длины образца, сохраняемой при изменении

температуры. Для этого образцы нагревались методом сопротивления в вакуумной камере установки до аустенитного состояния и закреплялись при различной температуре, так что их длина при последующем охлаждении не изменялась. Это достигалось нагревом предварительно растянутого с помощью электромеханического привода нагружения установки образца. Величина предварительного нагружения предохраняла нагреваемый образец от провисания. Растяжение образца осуществлялось периодическим включением системы нагружения установки за счет жесткой связи с помощью болтового соединения между опорной площадкой и подвеской для грузов. При этом осуществляется деформация образца с постоянной скоростью перемещения активных захватов. После нагрева до требуемой температуры производилось охлаждение предварительно растянутого образца, контролируя при этом постоянство длины образца по показаниям датчиков удлинения. Однако такого постоянства длины образца без дополнительного нагружения образца достичь не удастся, так как системы нагружения установок тепловой микроскопии не могут обеспечить абсолютной жесткости (условие чистой релаксации). Записанная на двухкоординатном потенциометре диаграмма в координатах нагрузка – температура (рисунок 3.14, кривая 1) не отражает полностью процесс релаксации, так как условие постоянства длины не выполняется. Постоянство длины образца в опытах достигалось путем периодического включения системы нагружения установки в соответствии с показаниями величины общего удлинения образца, контролируемой по показаниям потенциометра КСП-4.

Записываемая на потенциометре зависимость $\epsilon = f(T)$ показана схематично на кривой 2 рисунка 3.14. Сглаживающая кривая 3 на рисунке 3.14. проводилась с учетом жесткости нагружения и применялась в качестве истинной кривой релаксации напряжений.

В процессе испытаний температура замерялась платина – платинородиевой термопарой, приваренной контактной сваркой на средней части образца. Погрешность измерения температуры образца при нагреве не более $\pm 1\%$, при охлаждении не более $\pm 4\%$.



1 –при условии $\varepsilon_0 = \text{variable}$; 2– при условии $\varepsilon_0 = \text{const}$; 3 – сглаживающая кривая

Рисунок 3.14 – Схемы релаксации напряжений

Напряжения в образцах непрерывно записывались с помощью тензометрических датчиков с точностью $\pm 1,5\%$. Рабочие тензорезисторы приклеены продольной осью в направлении действия нагрузки на деформируемую часть упругого элемента. Перемещение активных захватов измеряется с помощью двух упругих элементов, представляющих собой консольные балки с наклеенными тензорезисторами. Тензорезисторы соединены по мостовой схеме и подключены на вход регистрирующего потенциометра.

Результаты полученных исследований релаксации временных напряжений в образцах из теплостойких сплавов высокой твердости приводятся ниже (на рисунках приведены сглаживающие кривые).

3.5.2 Исследование эффекта повышенной пластичности теплостойких сплавов при мартенситном превращении

Основной трудностью при наплавке теплостойкими сплавами является предотвращение образования холодных трещин. Образование холодных трещин в процессе продолжающегося охлаждения определяется накоплением пластических

деформаций в связи с изменением размеров и формы неравномерно охлаждающегося изделия.

В работах [132 – 137, 224] показано, что в условиях развития фазового превращения, как диффузионного, так и мартенситного, происходит резкое повышение пластичности металла. Многие авторы связывают повышенную деформируемость сплавов в момент мартенситного превращения с потерей аустенитом устойчивости решетки. Причину повышенной деформируемости в мартенситном интервале, вероятно, следует искать в особенностях механизма его образования. Поскольку превращение аустенита в мартенсит имеет сдвиговый характер, его можно рассматривать как один из механизмов пластической деформации и релаксации временных напряжений.

Для этого специальным легированием и термомеханической обработкой обеспечивают высокую прочность в сочетании с высокой пластичностью, обусловленной развитием превращения в момент деформации. В сварочной практике имеются попытки использования высокой пластичности при мартенситном превращении для уменьшения сварочных напряжений и деформаций. В литературе отсутствуют данные о возможности использования мартенситного превращения в качестве механизма релаксации напряжений в теплостойком наплавленном металле. Ниже приводятся данные о влиянии термического цикла и легирования наплавленного металла на релаксацию временных напряжений в момент протекания мартенситного превращения.

Одним из технологических приемов регулирования величины и характера распределения напряжений, а, следовательно, величины и направления деформации, возникающей при закалке инструментальных сталей, является использование эффекта повышенной пластичности при $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситном превращении. В процессе такого превращения сталь приобретает повышенную пластичность, в результате чего появляется возможность предупреждать деформацию не в зоне высоких температур, когда сталь находится еще в аустенитном состоянии, а в мартенситном интервале. На использовании такой сверхпластичности основана правка изделий в процессе закалки («закалка в штампе») [224].

Эффект увеличения пластичности в быстрорежущих сталях при температурах на 50 – 80 °С ниже A_1 впервые обнаружен и исследован А.П. Гуляевым [136, 137]. Однако практические пути использования этого явления не разработаны, возможность горячей деформации в области резко повышенной пластичности затруднена из-за узкого температурного интервала. Данные об эффекте сверхпластичности при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в теплостойком наплавленном металле отсутствуют.

Было проведено исследование эффекта сверхпластичности теплостойких сплавов с целью доказательства возможности использования данного явления для уменьшения уровня остаточных напряжений в наплавленном металле и уменьшения вероятности образования холодных трещин. Результаты исследования опубликованы в работах [224, 278 – 291]. Исследование влияния эффекта повышенной пластичности на характер формирования временных и остаточных напряжений при охлаждении образцов из сплава Р18 и стали 12Х17 в кованом состоянии производили на установке тепловой микроскопии ИМАШ-5С-69.

Проявление эффекта повышенной пластичности оценивали по снижению временных напряжений в процессе охлаждения жестко закрепленных образцов в интервале мартенситного превращения. Закрепление осуществляли с помощью электромеханического привода системы нагружения установки. Образцы нагревали в вакууме $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт.ст. за счет тепла, выделенного при протекании электрического тока. Нагрев проводили до температуры 800 °С, что ниже точки A_{c1} и до температуры 1200 °С, обеспечивающей высокую степень растворения карбидной фазы в аустените. После нагрева и выдержки образцы жестко закрепляли для сохранения постоянства его длины при последующем охлаждении. Условия нагрева и охлаждения имитировали термический цикл наплавки. Неизменность длины обуславливала соответствующий рост упругопластической деформации образца при охлаждении. Напряжения в образцах в процессе охлаждения непрерывно измеряли с помощью тензометрических датчиков с точностью $\pm 1,5$ %. Температуру определяли платина – платинородиевой термопарой, приваренной к средней части образца. Кинетика формирования временных напряжений в жестко

закрепленных образцах в зависимости от температуры непосредственно фиксировалась на двухкоординатном потенциометре типа ПДП-4.

В качестве материала для исследования выбраны теплостойкий быстрорежущий сплав Р18, закаливающийся на мартенсит, и хромистая коррозионно-стойкая сталь 12Х17, относящаяся к ферритному классу. Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Химический состав сплава Р18 и стали 12Х17

Класс стали	Марка стали	Химический состав, % масс.					
		С	Si	Mn	Cr	W	V
М	Р18	0,74	0,39	0,27	4,09	18,5	1,25
Ф	12Х17	0,10	0,65	0,70	17,5	-	-

Сталь 12Х17 не испытывает $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения, в отличие от теплостойкого быстрорежущего сплава, закаливающегося даже на воздухе. Из данных рисунка 3.15 видно, что при охлаждении образцов из сплава Р18 от 1200 °С наблюдается эффект повышенной пластичности при фазовом превращении, который проявляется в снижении временных напряжений в интервале мартенситных температур [224, 283, 291].

Максимум напряжений на кривой формирования временных напряжений в сплаве составляет ~240 °С, что довольно близко температуре начала мартенситного превращения сплава Р18 при ее закалке с температуры $T_n = 1200$ °С, а минимум 100 °С соответствует таким температурам, лежащим выше температуры конца мартенситного превращения ($M_k^{ysl} > M_k$), когда степень превращения уже достаточно велика, и за счет образования прочного «каркаса» из многочисленных мартенситных кристаллов возрастает предел текучести, а пластичность сплава начинает уменьшаться. Из данных рисунка 3.15 видно, что в интервале мартенситного превращения временные напряжения снижаются в полтора – два раза по сравнению с величиной напряжений, накопившихся в аустенитной области.

При дальнейшем охлаждении ниже температуры $M_k^{уст}$ напряжения возрастают до 120 – 180 МПа за счет некоторого увеличения количества мартенсита.

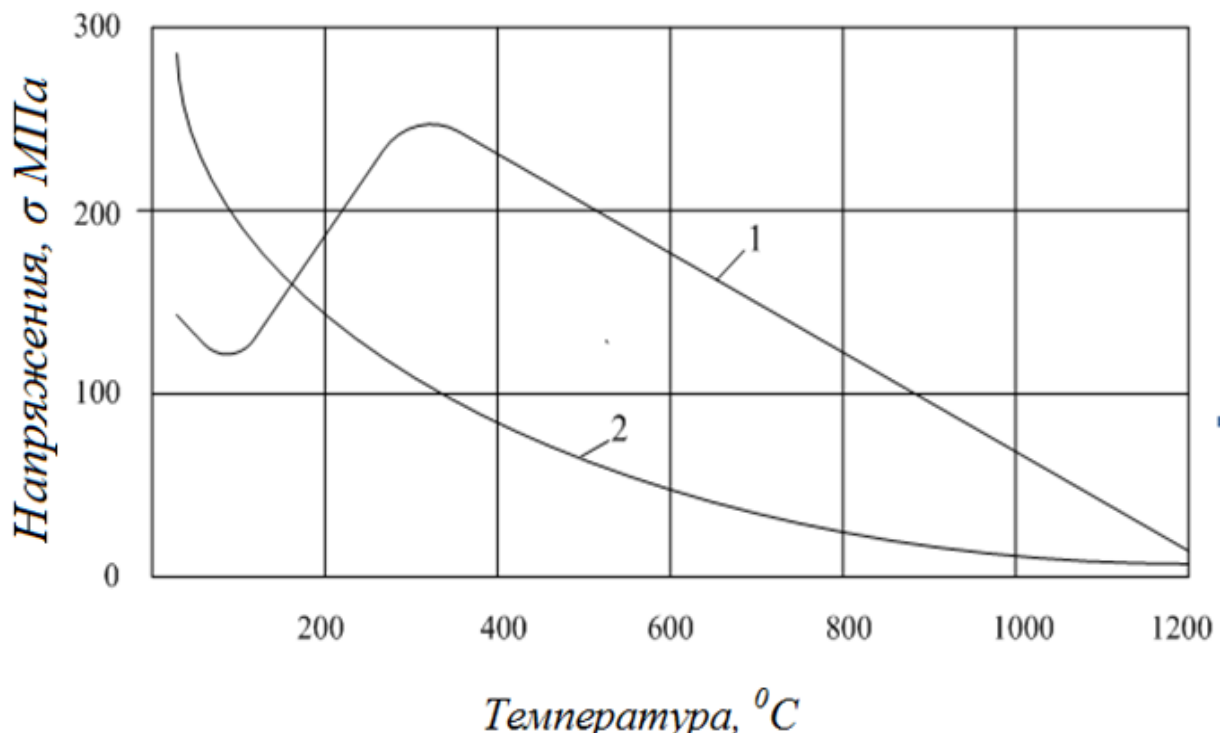


Рисунок 3.15 – Формирование временных напряжений в образцах из сплава P18 (кривая 1) и стали 12X17(кривая 2)

При охлаждении образцов из стали 12X17 ввиду отсутствия фазового превращения эффект повышенной пластичности не проявляется. С повышением температуры напряжения непрерывно увеличиваются и достигают значений, значительно превышающих остаточные напряжения в сплаве P18, претерпевшем мартенситное превращение. При нагреве образцов до 800 $^{\circ}C$, что ниже температуры A_{C1} ввиду отсутствия фазового превращения как в ферритном, так и в теплостойком металле типа сплава P18, при охлаждении эффект повышенной пластичности не наблюдается, и напряжения непрерывно возрастают. Результаты исследования показали, что в теплостойких сплавах наблюдается эффект повышенной пластичности в момент протекания мартенситного превращения. Однако необходимо более подробно изучить влияние температуры нагрева,

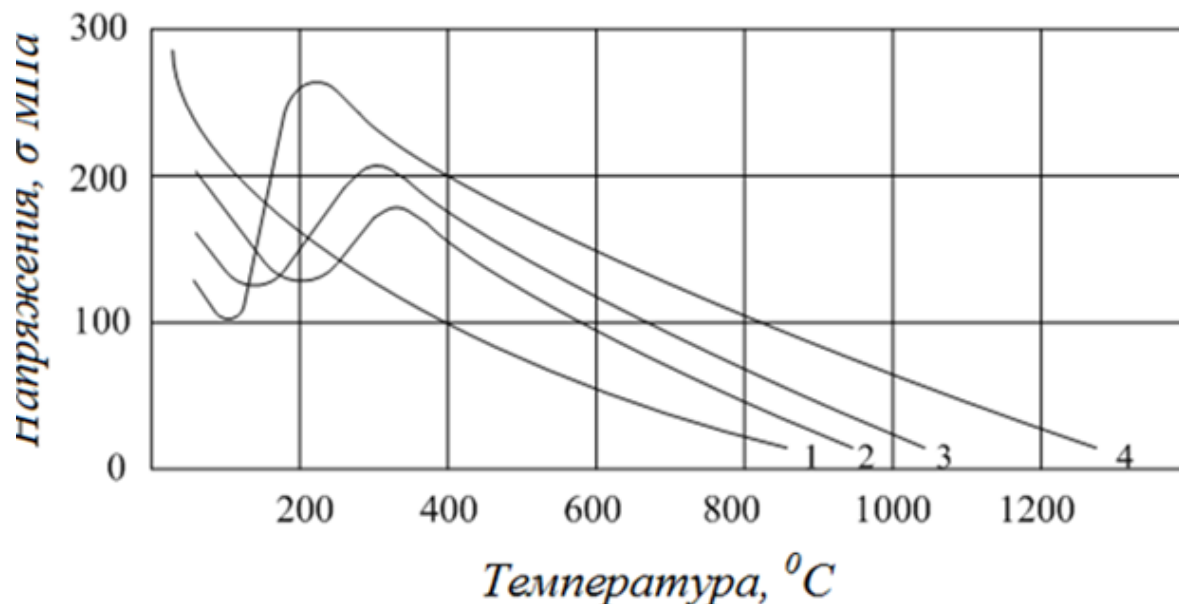
комплексного легирования, положения точек начала и конца мартенситного превращения, величины интервала превращения на проявление эффекта сверхпластичности в теплостойком наплавленном металле.

На рисунке 3.16 представлены данные о влиянии степени легирования твердого раствора на релаксацию временных напряжений [224, 285, 287]. Видно, что при охлаждении образцов с температур, превышающих точку A_{c1} , наблюдается эффект сверхпластичности при фазовом превращении, который проявляется в снижении временных напряжений в интервале 310 – 100 °С. Максимум напряжений на кривых 2, 3 и 4 рисунка 3.15 соответствует 370, 275 и 240 °С, что соответствует температурам начала мартенситного превращения сплава P18 при выбранных температурах нагрева, а минимум (250, 175 и 100 °С) – температурам, лежащим выше температуры конца мартенситного превращения ($M_K^{ysl} > M_K$). Соответствие температур максимальных и минимальных значений временных напряжений температурам точек M_H и M_K^{ysl} подтверждается измерением удельного электросопротивления, дилатометрическим анализом и литературными данными [1–4]. На рисунке 3.17 представлены полученные нами данные о формировании временных напряжений и дилатограммы сплава P18. Перегибы на кривых формирования временных напряжений и на дилатограммах совпадают и соответствуют температурам точек M_d и M_K^{ysl} .

Из данных рисунка 3.17 видно, что в интервале мартенситного превращения временные напряжения снижаются в 1,5 – 2 раза по сравнению с величиной напряжений, накопившихся в аустенитной области. При дальнейшем охлаждении ниже температуры M_K^{ysl} напряжения снова возрастают до 120 – 180 МПа за счет термической усадки металла. Снижение временных напряжений при протекании мартенситного превращения, на наш взгляд, обусловлено их релаксацией за счет проявления эффекта повышенной пластичности.

Величина временных термических и структурных напряжений, накопившихся в аустенитной области до начала мартенситного превращения, зависит от температуры нагрева образца и возрастает с ее увеличением.

При этом с повышением температуры нагрева максимум и минимум временных напряжений на кривой смещаются в область более низких температур, что следует связать с обогащением аустенита углеродом и легирующими элементами, приводящим к снижению температур начала и конца мартенситного превращения.



1 – $T_n =$

800 °C; 2– $T_n = 900$ °C; 3– $T_n = 1000$ °C; 4– $T_n = 1200$ °C

Рисунок 3.16 – Формирования временных напряжений в жестко закрепленных образцах из сплава P18 в зависимости от температуры нагрева

Величина релаксации временных напряжений в интервале мартенситного превращения также зависит от температуры нагрева и возрастает с ее увеличением.

Исследования влияния эффекта повышенной пластичности на величину остаточных напряжений в образцах из сплава P18 показали, что величина остаточных напряжений зависит от температур мартенситного превращения и соответственно связана с кинетикой процесса, на которую оказывают влияние морфологический тип и общее количество образующихся кристаллов мартенсита. При этом уровень остаточных напряжений зависит от величины интервала

температура окончания релаксации временных напряжений M_k^{ysl} – комнатная температура T_k [224].

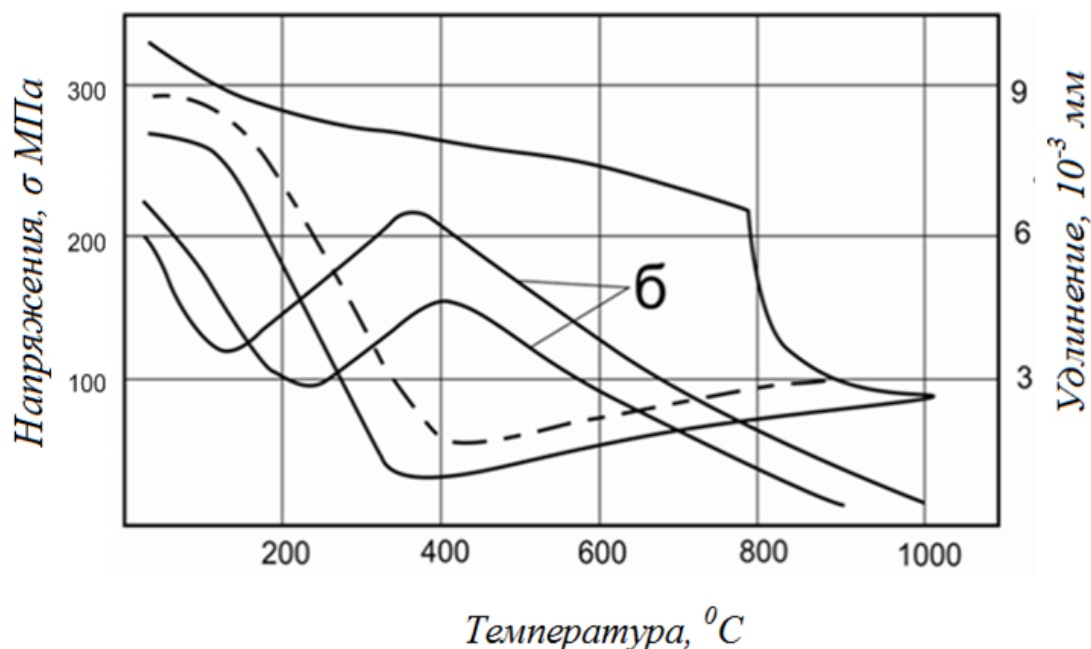


Рисунок 3.17 – Кинетика формирования временных напряжений и дилатометрические кривые сплава P18

Чем меньше интервал $M_k^{уст} - T_k$, тем меньшую величину имеют остаточные напряжения при комнатной температуре. Таким образом, за счет смещения мартенситного интервала и проявления эффекта сверхпластичности прямая связь величины остаточных напряжений с температурой нагрева стали нарушается. При нагреве образцов из сплава P18 до 800 °С ввиду отсутствия фазового превращения при охлаждении эффект повышенной пластичности не проявляется. В этом случае с понижением температуры напряжения непрерывно увеличиваются и достигают значений, в 2 – 2,5 раза превышающих остаточные напряжения в стали, претерпевшей мартенситное превращение (рисунок 3.16, кривые 1 и 4). Эффект повышенной пластичности проявляется только в условиях развития фазового превращения. Так, в стали 12X17 увеличение пластичности при охлаждении с различных температур не наблюдается.

Дополнительно были проведены исследования эффекта сверхпластичности в наплавленном сплаве P18 при температурах нагрева образцов 800 и 1200 °С. Наплавленный металл был легирован азотом в количестве 0,08 %, что привело к смещению точек M_n и M_k в область более низких температур [224]. Соответственно этому наблюдается смещение интервала релаксации напряжений на рисунке 3.18. Температура начала и конца релаксации напряжений, возникающих при охлаждении, смещается для наплавленного металла приблизительно на 50°С в сторону более низких температур. При этом общие закономерности формирования напряжений в наплавленном металле в зависимости от T_n сохраняются.

Результаты исследования эффекта сверхпластичности стали P18 и наплавленного сплава P18 показали, что величина снижения временных напряжений, вследствие повышенной пластичности стали при протекании мартенситного превращения, определяется положением точки начала мартенситного превращения и соответственно температурой нагрева. При этом нижний уровень напряжений во всех случаях получается примерно одинаковым (100 МПа) и, следовательно, величина остаточных напряжений в стали определяется шириной температурного интервала $M_k^{ysl} - T_k$.

Полученные результаты позволяют предположить, что эффект сверхпластичности при мартенситном превращении можно использовать для уменьшения остаточных напряжений, а, следовательно, и для уменьшения деформаций при наплавке теплостойкими сплавами.

Для этого необходимо соответствующим легированием или применением более высокого нагрева сплава максимально снизить положение температур M_n и M_k^{ysl} . Тогда временные напряжения, накопившиеся при охлаждении металла в аустенитной области, в основном релаксируются в интервале мартенситного превращения и не получают дальнейшего развития при охлаждении до комнатной температуры вследствие малой величины интервала температура окончания релаксации временных напряжений $M_k^{ysl} - T_k$ (комнатная температура T_k) ($M_k^{ysl} - T_k$) [224].

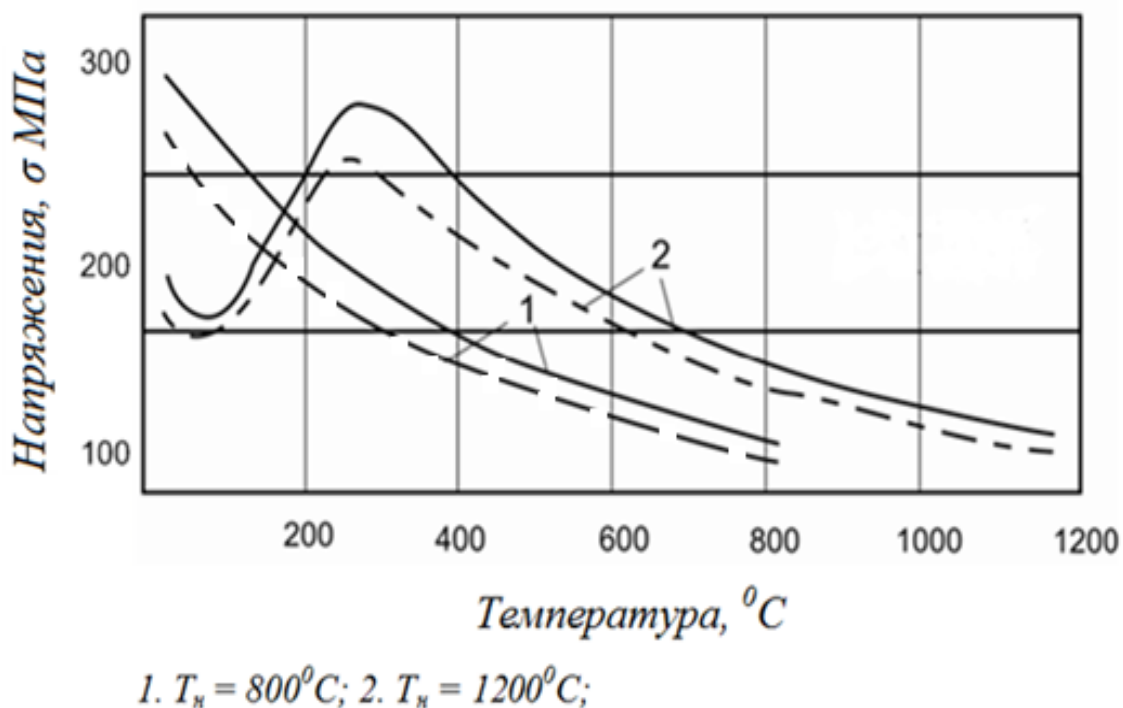


Рисунок 3.18 – Влияние температуры нагрева на формирование временных напряжений в образцах из кованого (—) и наплавленного (—.—)металла типа Р18

3.5.3 Роль эффекта сверхпластичности в релаксации временных напряжений в теплостойком металле

В исследуемых материалах релаксация напряжений в интервале температур мартенситного превращения происходит, как уже указывалось выше, в результате объемных изменений при $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращении, дополнительных линейных изменений в направлении действия напряжений вследствие образования текстурованного мартенсита под напряжением, повышенной пластичности сплава (сверхпластичное состояние) в момент превращения. Нами была предпринята попытка определения роли эффекта сверхпластичности в релаксации временных напряжений непосредственно в образцах из теплостойкого металла [224, 283, 286, 291]. С этой целью проводилось определение относительного удлинения δ , характеризующего пластичность металла. Исследования проводились на образцах из наплавленных сплавов 3Х2В8 и Р18. Как известно [4], для теплостойких сталей и сплавов определение характеристик пластичности, и, в частности δ , не проводится.

Образцы из теплостойких сталей разрушаются при нагружении хрупко, без видимых следов пластической деформации. Определение характеристик пластичности теплостойкого наплавленного сплава в интервале мартенситного превращения ранее не производилось, и такие данные в литературе отсутствуют. Если гипотеза об определяющей роли сверхпластичного состояния в релаксации временных напряжений достоверна, то при дополнительном растяжении образца в момент мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения можно достичь значительной величины относительного удлинения. Большие значения относительного удлинения характеризуют, как известно, состояние сверхпластичности.

Методика эксперимента заключалась в следующем. Образцы из наплавленных сплавов готовились для металлографических исследований на установках тепловой микроскопии. После полировки и травления производилась разметка центральной зоны образца на базе 10 мм, в которой распределение температуры достаточно равномерно. Реперные точки наносились на микротвердомере ПМТ-3 через 0,25 мм. Исследования проводились на установке тепловой микроскопии «АЛА-ТОО». Образцы нагревались в вакуумной камере установки до температуры 1150 °С. В процессе испытаний замеряли расстояние между реперными точками холодного образца до и после нагрева и перед началом мартенситного превращения. Погрешность измерения удлинения в рабочей зоне не более $\pm 0,01$ мм. Замер осуществлялся с помощью высокотемпературного микроскопа МВТ-71. При охлаждении производилось нагружение образцов растягивающими напряжениями по различным схемам. В первом случае напряжения, возникающие при температурном укорочении образца при охлаждении, компенсировались с помощью электромеханического привода нагружения, так, что величина растягивавших напряжений перед началом мартенситного превращения составляла примерно 10 – 20 МПа. Получаемая при этом величина относительного удлинения характеризует лишь увеличение объема, которым сопровождается мартенситное превращение. Во втором случае в интервале мартенситного превращения производилось периодическое растяжение образца вплоть до его разрушения. Повышенные характеристики пластичности свидетельствуют о сверхпластичном со-

стоянии. Результаты исследования представлены в таблице 3.4. Видно, что относительное удлинение, получаемое в первом случае за счет увеличения объема, составляет в теплостойких сплавах 3 – 4 %, что довольно точно согласуется с данными об объемном эффекте мартенситного превращения для соединений железа. Растяжение образцов в интервале мартенситного превращения позволяет получить значительно, в 5 – 10 раз, большее значение относительного удлинения. Такие значения пластичности свидетельствуют об определяющей роли сверхпластичности в релаксации временных напряжений [224, 291].

Таблица 3.4 – Влияние условий нагружения на величину относительного удлинения теплостойких сплавов

Теплостойкий сплав	Относительное удлинение δ , %	
	При условии компенсации температурного укорочения	Перед разрушением образца под действием максимальных растягивающих напряжений
3X2B8	3 – 4	30 – 35
P18	3 – 4	15 – 20

3.5.4 Исследование влияния скорости охлаждения наплавленного металла на релаксацию временных напряжений

Основным методом уменьшения вероятности образования холодных трещин, как известно [21, 24, 224], является снижение скорости охлаждения в процессе и после наплавки, приводящее к получению низкопрочных, но более пластичных продуктов распада аустенита. Уменьшение скорости охлаждения наплавленного металла достигается, главным образом, путем применения предварительного и сопутствующего подогрева наплавляемого изделия. Температура предварительного подогрева при наплавке хромовольфрамовыми сталями выбирается равной 350 – 600 °С. Высокая температура предварительного и сопутствующего подогрева усложняет и удорожает технологический процесс наплавки, и является, на наш взгляд, не всегда обоснованной.

В работе [224] проведено исследование влияния скорости охлаждения наплавленных сплавов P18 и 3X2B8 на релаксацию временных напряжений при охлаждении жестко закрепленных образцов. Исследования производились на установке тепловой микроскопии «АЛА-ТОО» (ИМАШ-20-75). Из данных рисунка 3.19, видно, что релаксация временных напряжений наблюдается только при охлаждении со скоростями, превышающими критические скорости закалки, когда реализуется механизм бездиффузионного мартенситного превращения. Релаксация временных напряжений наблюдается как для наплавленного сплава P18, так и для 3X2B8. Причем величина растягивающих напряжений в сплаве P18 намного ниже, чем у сплава 3X2B8. По всей вероятности, это объясняется значительно меньшей величиной кристаллов мартенсита в быстрорежущем сплаве P18, чем в менее легированном сплаве 3X2B8. Дисперсность мартенсита является необходимым условием, позволяющим использовать мартенситное превращение в качестве механизма релаксации внутренних пиковых напряжений, поскольку каждый мартенситный кристалл своим возникновением не только снимает локальное перенапряжение, но и одновременно создает у своих клинообразных краев собственные концентрации напряжений, которые тем ниже, чем меньше размер кристалла, в особенности его толщина.

Уменьшение скорости охлаждения, рекомендуемое для увеличения стойкости наплавленного металла против образования холодных трещин, приводит к диффузионному распаду аустенита на ферритокарбидную смесь. Невозможность осуществления мартенситного превращения приводит к непрерывному росту временных напряжений. Причем величина остаточных напряжений превышает уровень напряжений, зафиксированных при релаксации временных напряжений в случае охлаждения со скоростями, превышающими критические скорости охлаждения. Вероятно, применение повышенных скоростей охлаждения наплавленного металла не всегда отрицательно сказывается на его стойкости против образования холодных трещин.

В исследованных теплостойких сплавах повышенные скорости охлаждения способствуют сохранению высоколегированного аустенита и приводят к релакса-

ции временных напряжений за счет эффекта повышенной пластичности в момент перестройки кристаллической решетки.

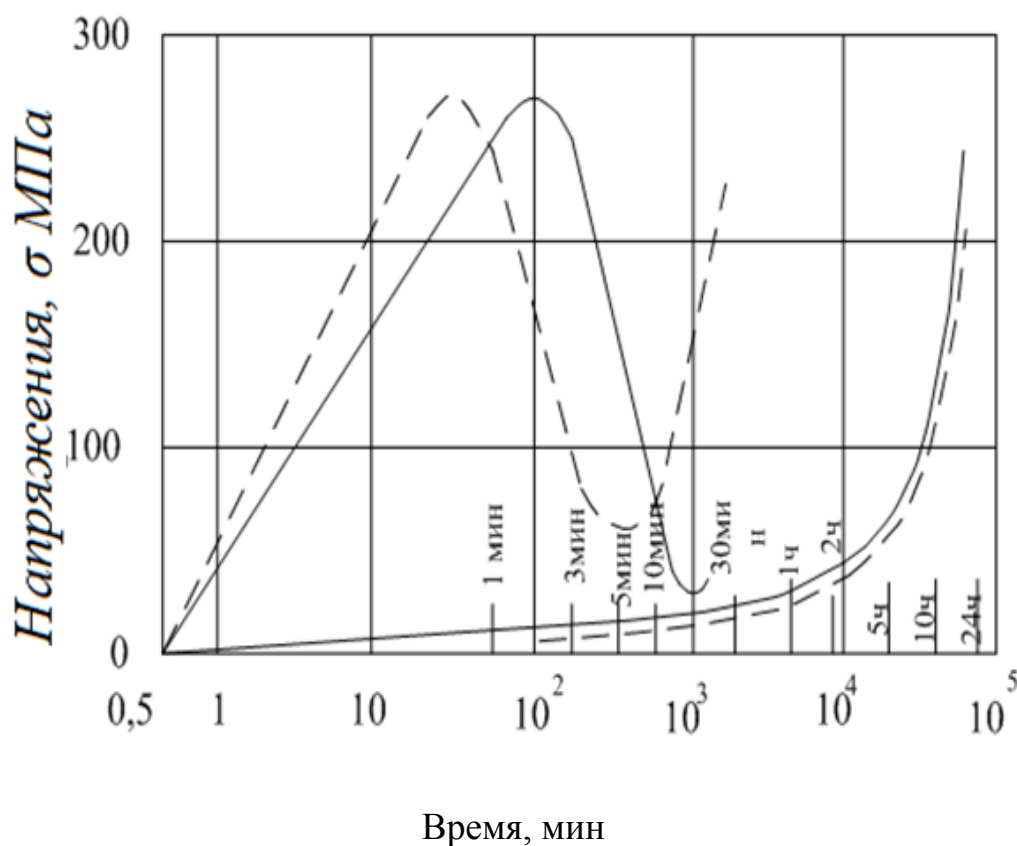


Рисунок 3.19 – Изменение временных напряжений в жестко закрепленных образцах в зависимости от времени охлаждения: (—) – сплав P18; (---) – сплав 3X2B8

Применение повышенных скоростей охлаждения путем использования более низких температур подогрева наплавляемых деталей позволяет, на наш взгляд, получить в конечном итоге наплавленный металл, обладающий высокой твердостью при отсутствии холодных трещин [224].

3.5.5 Влияние легирования на формирование временных напряжений в наплавленном металле

Стойкость металла против образования холодных трещин можно в определенных пределах изменять, регулируя нарастание в нем при охлаждении временных сварочных напряжений. Наиболее простой и надежный способ такого

регулирования состоит в выборе химического состава наплавленного металла, которым определяется коэффициент линейного расширения, характер и объёмный эффект структурных превращений. Эти факторы оказывают существенное влияние на развитие временных напряжений в процессе наплавки.

При исследовании эффекта сверхпластичности сплава P18 также отмечено, что степень легирования оказывает известное влияние на релаксацию временных напряжений. Высказывалось предположение о возможности регулирования величины остаточных напряжений путём смещения кривой формирования временных напряжений в область более низких температур за счёт соответствующего легирования наплавленного металла. Тогда временные напряжения, накопившиеся при охлаждении металла в аустенитной области, в основном релаксируются в интервале мартенситного превращения и не получают дальнейшего развития при охлаждении до комнатной температуры вследствие малой величины интервала $M_K^{уст} - T_K$.

Ниже изложены результаты исследования влияния легирования на формирование временных напряжений в наплавленных сплавах с целью поисков путей уменьшения величины остаточных напряжений, а, следовательно, и снижения вероятности образования холодных трещин. Эксперименты проводились на образцах из наплавленного сплава типа 3Х2В8, дополнительно легированного углеродом, хромом, вольфрамом, алюминием, путем соответствующего изменения химического состава порошковой проволоки [224, 285, 287].

На рисунке 3.20 представлены данные об изменении временных термических напряжений в жестко закрепленных образцах из наплавленных сплавов, состав которых приведен в таблице 3.5. Температура нагрева образцов была равна 1200 С. В интервале мартенситного превращения (рисунок 3.20) временные напряжения уменьшаются примерно в два раза по сравнению с напряжениями, накопившимися при охлаждении до начала превращения. Снижение временных напряжений в образцах из наплавленных сплавов обусловлено их релаксацией в момент протекания мартенситного превращения. При дальнейшем охлаждении

ниже температуры $M_{\kappa}^{\text{усл}}$, когда степень превращения уже достаточно велика и, благодаря образованию прочного «каркаса», возрастает предел текучести и начинает уменьшаться пластичность сплавов, временные напряжения увеличиваются. При этом остаточные напряжения в образцах из сплава 3Х2В8 составляют 200 МПа против 100 МПа у образцов из сплава 4Х4В10Ю.

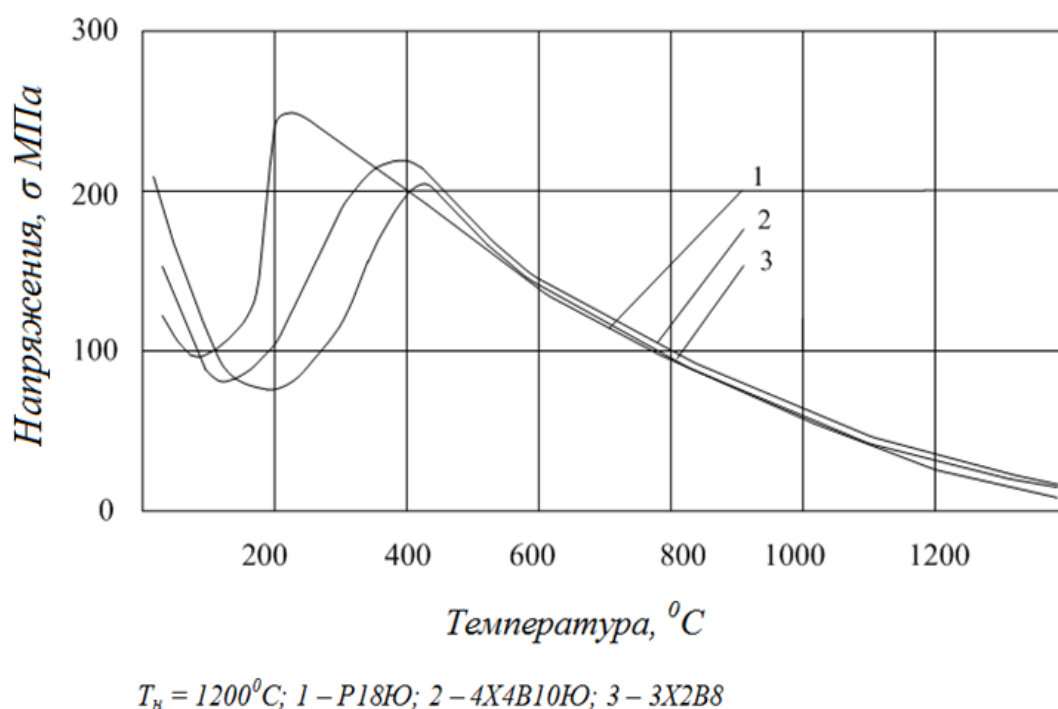


Рисунок 3.20 – Влияние комплексного легирования на формирование временных напряжений в металле

Таблица 3.5 – Химический состав исследованных сталей и сплавов

Наплавленный металл	Содержание элементов, % масс.					
	C	Si	Mn	Cr	W	Al
3Х2В8	0,35	0,8	0,9	2,5	8,5	-
4Х4В10Ю	0,42	0,8	0,9	3,78	9,2	0,44
П18Ю	0,82	0,25	0,21	4,1	18	0,68

Это можно объяснить смещением положения кривой формирования временных напряжений у сплава 4Х4В10Ю в область более низких температур,

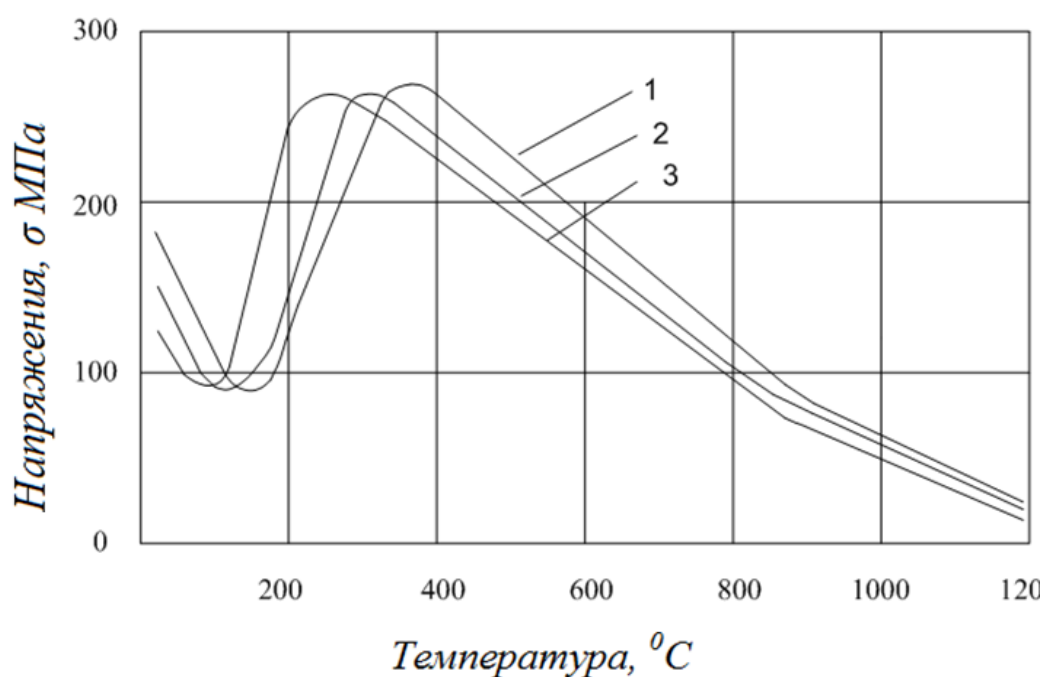
что является следствием дополнительного легирования наплавленного металла углеродом, хромом и алюминием.

Дальнейшее увеличение концентрации углерода и вольфрама в наплавленном сплаве P18 привело к смещению температурного интервала $M_n - M_{\kappa}^{ysl}$ в область ещё более низких температур. Временные напряжения после релаксации в области мартенситного превращения не получили существенного развития, и остаточные напряжения в наплавленном сплаве P18 оказались еще ниже, чем в сплаве 4X4B10Ю [224].

Как было показано выше, совместное легирование наплавленного сплава углеродом, хромом, вольфрамом и алюминием способствует сохранению мелкого аустенитного зерна, поэтому у более легированного наплавленного сплава P18 мартенсит намного дисперснее мартенсита сплава 3X2B8. От степени дисперсности мартенсита зависит полнота использования мартенситного превращения в качестве механизма релаксации внутренних пиковых напряжений. Вероятно, этим же объясняется большая степень релаксации временных напряжений сплава P18. Характерно, что за счет малой величины температурного интервала $M_{\kappa}^{ysl} - T_{\kappa}$, временные напряжения не успевают получить существенного развития, и при комнатной температуре в образцах из наплавленного сплава P18Ю зафиксирован самый низкий уровень остаточных напряжений.

Как показали проведенные исследования, наплавленный сплав P18 обладает достаточно высокой твердостью. Поэтому, решив задачу предотвращения холодных трещин путем дополнительного легирования сплава P18, можно рекомендовать его в качестве наплавочного материала для разработанных способов. Для подтверждения правильности вывода о том, что соответствующим легированием наплавленного металла можно регулировать уровень остаточных напряжений, а, следовательно, вероятность образования холодных трещин, наплавленный сплав P18Ю дополнительно легировали кобальтом и никелем. На рисунке 3.21 представлены данные о влиянии легирования кобальтом на смещение интервала мартенситного превращения и формирование временных

напряжений в образцах из наплавленного сплава P18Ю. Как известно, легирование кобальтом приводит к смещению мартенситного превращения в область более высоких температур. Так, при отсутствии кобальта в наплавленном сплаве P18Ю, точка M_n , определенная по положению максимума на кривой, составляет 180 °С, у легированного одним процентом кобальта она достигает 250 °С, легирование двумя процентами кобальта приводит к повышению M_n до 340 °С. Видно также, что смещение точек M_n и M_k в область более высоких температур влечет за собой получение более высокого уровня остаточных напряжений.



1 – P18 + 2%Co; 2 – P18 + 1%Co; 3 – P18

Рисунок 3.21 – Влияние легирования наплавленного сплава P18 кобальтом на релаксацию временных напряжений

Легирование некарбидообразующим никелем ухудшает несколько теплостойкость из-за вызываемого им снижения температур $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [4]. Поэтому никель вводился в небольших количествах (1 – 2 %). Как видно из данных рисунка 3.22, дополнительное легирование сплава P18Ю никелем привело к смещению положения кривой формирования временных напряжений в область более низких температур, и величина остаточных напряжений при этом

значительно уменьшилась, а, следовательно, можно ожидать увеличения стойкости такого сплава против образования холодных трещин.

Результаты лабораторных испытаний были проверены при испытаниях исследованных марок наплавленных сплавов на стойкость против образования холодных трещин. По разработанному способу производилась многослойная плазменная наплавка с низкотемпературным подогревом и принудительным охлаждением заготовок из стали 30ХГСА. Температура подогрева выбиралась немного выше точки начала мартенситного превращения сплава Р18Ю, дополнительно легированного одним процентом никеля. При наплавке порошковой проволокой, легированной 2 % Со, трещины, наблюдаемые визуально, образовывались при наплавке первых витков первого слоя.

Уменьшение кобальта до одного процента позволяло избежать трещин только в первом слое. Проволокой Р18Ю без трещин наплавляли три слоя. Легирование никелем позволило избежать трещин при пяти – шестислойной наплавке. Однако, в присутствии никеля намного возрастают количество и устойчивость остаточного аустенита и усложняется последующий отпуск.

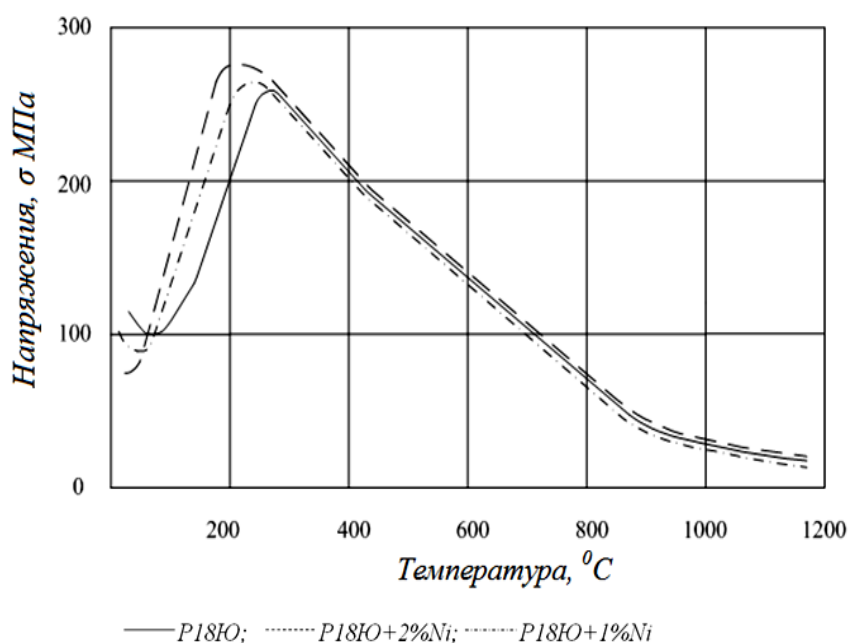


Рисунок 3.22 – Влияние легирования сплава Р18 никелем на релаксацию временных напряжений

Поэтому при легировании не следует вводить значительное количество никеля. Для предотвращения трещин в наплавленном металле достаточно уже одного процента никеля.

Таким образом, показано, что соответствующим легированием наплавленного металла можно повысить его стойкость против образования холодных трещин, применяя при этом низкие температуры предварительного подогрева [224].

3.5.6 Влияние изотермической выдержки вблизи M_n на релаксацию временных напряжений

Известно, что скорость охлаждения не влияет на положение мартенситной точки, однако её положение определенным образом влияет на протекание мартенситного превращения. Немного ниже точки M_n более медленное охлаждение вызывает большую степень превращения. Здесь проявляется способность аустенита изотермически образовывать мартенсит при температурах немного ниже точки M_n .

Оказывается, если прервать охлаждение и дать изотермическую выдержку внутри мартенситного интервала, то какое-то время происходит образование, правда, небольшого количества мартенсита. Различают атермический мартенсит, образующийся при охлаждении, и изотермический мартенсит, образующийся при постоянной температуре. Однако, изотермическое образование мартенсита быстро останавливается, дает малое количество мартенсита и в основном мартенсит атермический. Однако выдержка в районе мартенситного превращения (а также и выше точки M_n на 100 – 200 °C) приводит к стабилизации аустенита, заключающейся в том, что превращение аустенита в мартенсит после окончания выдержки начинается не сразу, а после некоторого переохлаждения, и сохраняется после окончательного охлаждения большое количество остаточного аустенита. Явление стабилизации объясняется релаксацией напряжений, необходимых для реализации мартенситного превращения.

Известно, что теплостойкие быстрорежущие стали чувствительны к проявлению эффекта стабилизации аустенита [1 – 4]. Короткая выдержка (в течение 10 – 20 мин) в области выше M_n вызывает стабилизацию переохлажденного аустенита, что способствует сохранению в закаленной стали большого количества остаточного аустенита. Эффект возрастает с приближением температуры выдержки к M_n . При увеличении количества остаточного аустенита снижаются напряжения, увеличивается прочность и уменьшаются объемные изменения, деформация и чувствительность к трещинам. Последующий отпуск превращает остаточный аустенит также полно, как и в стали, подвергавшейся непрерывной закалке. Целесообразность такой неполной изотермической закалки доказана в работах [3, 4].

По предлагаемому способу также рекомендуется производить наплавку с температурой подогрева, равной $M_n + (50 - 100) ^\circ\text{C}$. Это должно способствовать сохранению металла в аустенитном состоянии в процессе наплавки. Изотермическая выдержка увеличивает при этом количество остаточного аустенита в наплавленном металле, что благоприятно сказывается на уменьшении чувствительности к трещинам. Для увеличения стойкости против образования холодных трещин рекомендуется в способах многослойной наплавки кратковременное охлаждение ниже M_n на $(20 - 100) ^\circ\text{C}$ для релаксации накопленных при наплавке временных напряжений.

С целью определения возможности уменьшения уровня временных напряжений производилось исследование влияния времени выдержки на релаксацию напряжений. Образцы из наплавленного сплава P18 нагревались до температуры $1200 ^\circ\text{C}$. При охлаждении образцов производилась выдержка при температурах $220 - 260 ^\circ\text{C}$. Время выдержки 30 и 180 мин. Выбранное время выдержки примерно соответствует времени наплавки одного или нескольких слоев. Постоянство длины образцов при охлаждении поддерживалось с помощью электромеханического привода установки.

Данные рисунка 3.23 показывают, что, как в случае выдержки 30 мин, так и 180 мин, релаксация временных напряжений имеет место. Стабилизация аустенита приводит к смещению M_H и M_K в область более низких температур.

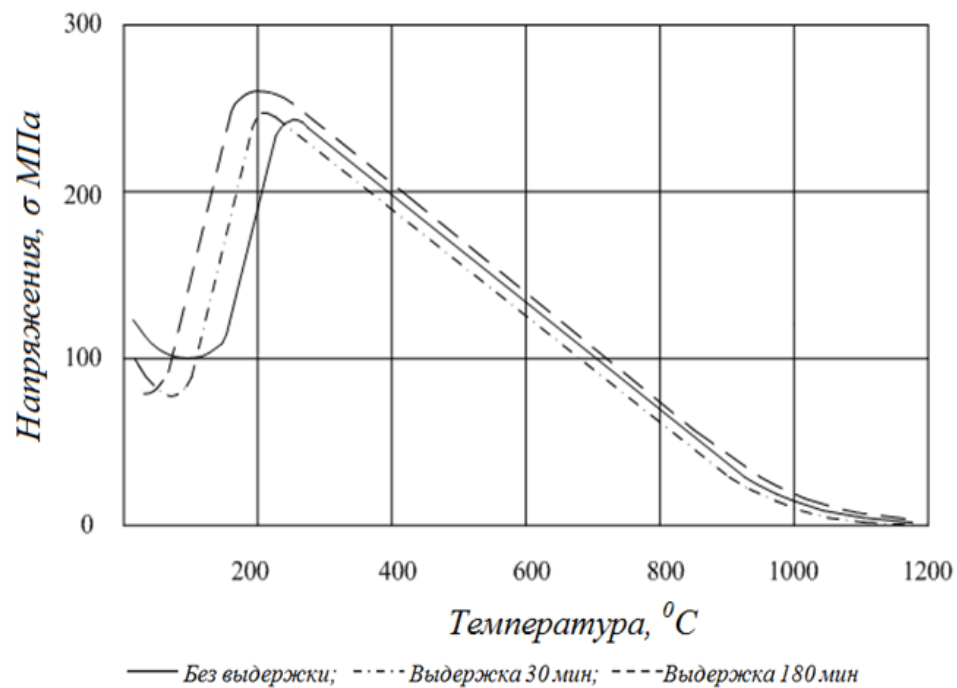


Рисунок 3.22 – Влияние времени выдержки выше M_H на релаксацию временных напряжений в жестко закрепленных образцах из сплава P18

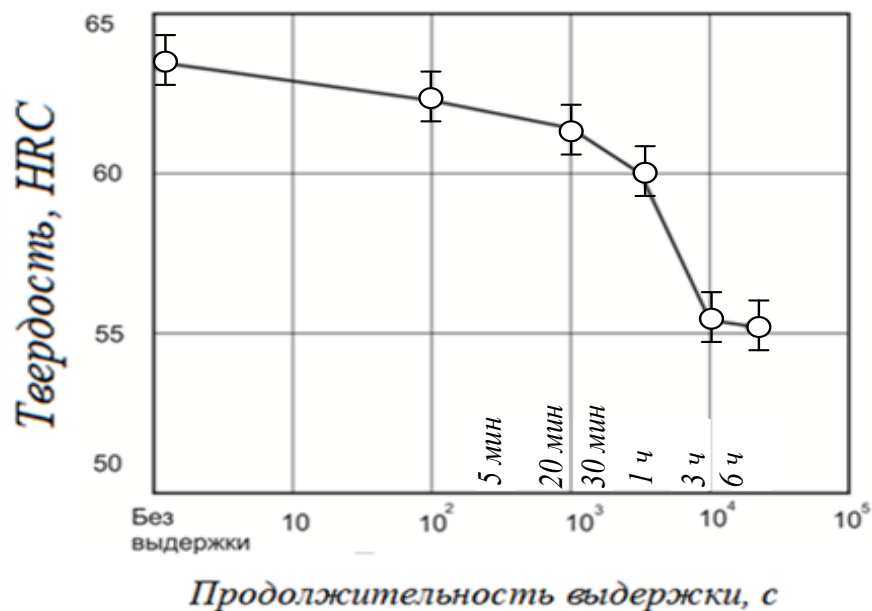


Рисунок 3.23 – Твердость сплава P18 после выдержки при 260 °C

Это проявляется в смещении интервала релаксации временных напряжений в область температур значительно ниже M_n , так как мартенситное превращение начинается только при значительном переохлаждении. Изотермическая выдержка приводит к увеличению количества остаточного аустенита, что проявляется в снижении твердости (рисунок 3.23).

Полученные данные позволяют заключить, что изотермическая выдержка, обеспечиваемая при наплавке с температурой подогрева $M_n + (50 - 100) ^\circ\text{C}$, благоприятно скажется на снижении напряжений, деформаций и чувствительности к холодным трещинам. Остаточный аустенит при последующем отпуске превращается также полно, как и в наплавленном сплаве, подвергнутом непрерывной закалке [224].

3.6 Прямые натурные испытания свойств наплавленного металла

Исследования на установках тепловой микроскопии по описанной выше методике позволяют проследить кинетику изменения фазового состава и формирования временных напряжений в процессе нагрева и охлаждения по заданному термическому циклу наплавки.

Изменение фазового состава наплавленного металла можно оценить как при непосредственном наблюдении, так и по косвенным данным (микротвердости, размеру аустенитного зерна, величины карбидной фазы).

Оценка склонности наплавленного металла к образованию холодных трещин, проводимая на основе анализа кинетики формирования временных напряжений в жестко закрепленных образцах, может служить только для сравнения между собой различных сварочных материалов, способов и режимов наплавки. Данный метод оценки свариваемости относится к косвенным, при котором сварочный процесс заменен другим, имитирующим его процессом. Косвенные методы испытания следует рассматривать только как предварительные. Результаты их должны быть проверены путем прямых натурных испытаний.

Данные, полученные при исследованиях на установках тепловой микроскопии, проверялись нами путем наплавки по разработанным способам заготовок

диаметром 100 мм порошковыми проволоками разного химического состава. Оптимальное сочетание свойств наплавленного металла и низкого уровня остаточных напряжений обеспечивает наплавка порошковой проволокой ПП-Р18ЮН, легированной углеродом, хромом, вольфрамом, алюминием, азотом и никелем. Температура подогрева снижается по сравнению с другими исследуемыми составами порошковых проволок до 230 °С.

При плазменной наплавке с сопутствующим охлаждением и температурой подогрева, равной 230 °С, трещины образуются в металле, наплавленном порошковой проволокой ПП-3Х2В8, ПП-4Х4В10Ю и ПП-Р18Ю, дополнительно легированной кобальтом. Наплавка порошковой проволокой типа ПП-Р18ЮН обеспечивает получение сплава без дефектов. Холодные трещины в нем не обнаружены. Свойства наплавленного сплава приближаются к свойствам закаленных сталей. Из данных рисунка 3.24 видно, что при медленном охлаждении, рекомендуемом для предотвращения образования холодных трещин в наплавленном металле [21, 24. 224], происходит увеличение количества выделившихся карбидов и обеднение аустенита. В наплавленном металле количество карбидов уменьшается, а, следовательно, увеличивается степень легированности твердого раствора. Это позволяет значительно увеличить твердость при последующем отпуске наплавленного металла. Плазменная наплавка с низкотемпературным подогревом и сопутствующим охлаждением позволяет исключить процесс последующей закалки и упростить технологию получения наплавленного металла с высокой твердостью. Последующий отпуск увеличивает вторичную твердость. Некоторое увеличение карбидного осадка и содержание углерода и хрома в нем объясняется, выделением дополнительных карбидов, происходящим при повторном нагреве отдельных участков при наплавке.

Прямые натурные испытания показали, что данные косвенных испытаний могут применяться при разработке новых наплавочных материалов. Насколько достоверно имитируется процесс наплавки, можно судить при прямых испытаниях, оценивая свойства наплавленного металла (его твёрдость, наличие или отсут-

ствие трещин, величину аустенитного зерна, состав и количество структурных составляющих) [224].

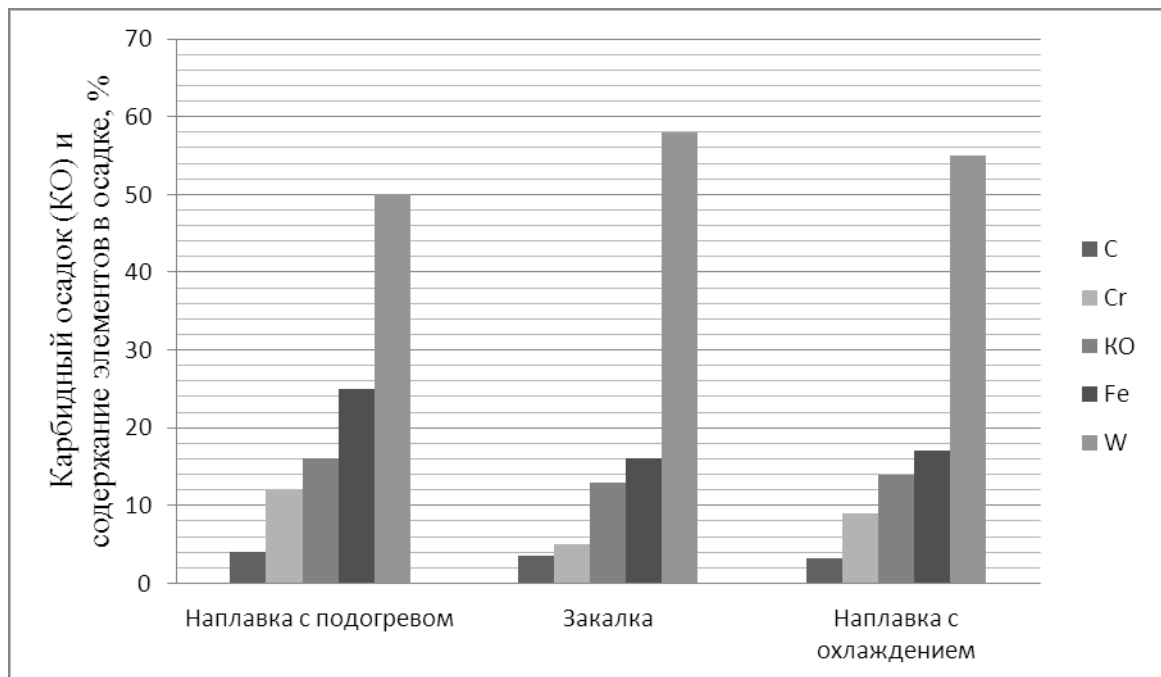


Рисунок 3.24 – Количество карбидного осадка (КО) и состав карбидов наплавленного сплава P18 в зависимости от условий наплавки

3.7 Выводы по главе 3

1. Установлено, что основной причиной образования холодных трещин в теплостойких наплавленных в азоте сплавах типа теплостойких сталей высокой твердости являются закалочные явления.

2. Разработаны способы многослойной наплавки быстрорежущими теплостойкими сплавами высокой твердости, обеспечивающие получение наплавленного металла в состоянии, приближающемся к закаленному состоянию, с низкой склонностью к образованию холодных трещин. Способы наплавки защищены охранными документами на объекты интеллектуальной собственности.

Основой способов является определённый термический цикл. Особенности термического цикла, предложенных способов наплавки: применение повышенных скоростей охлаждения металла в области минимальной устойчивости аустенита;

сохранение аустенитного состояния металла до завершения процесса наплавки за счёт применения предварительного подогрева с температурой $M_n + (50-100)^\circ\text{C}$. Для уменьшения временных напряжений в процессе многослойной наплавки предложено кратковременное снижение температуры подогрева на $(20 - 100)^\circ\text{C}$ ниже M_n .

3. На установках тепловой микроскопии ИМАШ-5С-69 и ИМАШ-20-75 исследовано влияние основных стадий термического цикла способов многослойной наплавки на упрочнение теплостойких сплавов и стойкость против образования холодных трещин. Установлено, что максимальное упрочнение наплавленных теплостойких сплавов можно достичь путем комплексного легирования углеродом, хромом, вольфрамом, азотом и алюминием и применения скоростей охлаждения, превышающих критические закалочные. Легирование азотом и алюминием (0,6 – 0,8 и 1 % соответственно) способствует измельчению аустенитного зерна, что благоприятно сказывается на увеличении стойкости против образования холодных трещин.

4. Показано, что применение предварительного подогрева с температурой $M_n + (50 - 100)^\circ\text{C}$ обеспечивает нахождение металла в аустенитном состоянии в процессе наплавки и приводит к стабилизации аустенита, увеличивающей количество остаточного аустенита в наплавленном металле, что повышает стойкость против образования холодных трещин.

5. Доказана возможность использования явления релаксации временных напряжений в интервале температур мартенситного превращения для уменьшения склонности наплавленного металла к образованию холодных трещин. Показано, что в релаксации временных напряжений определяющая роль принадлежит эффекту сверхпластичности в момент мартенситного превращения. Для уменьшения уровня оставшихся в металле напряжений необходимо соответствующим легированием сплава (углеродом, хромом, вольфрамом, азотом, алюминием, никелем и др.) сместить интервал релаксации временных напряжений в область комнатных температур.

6. Доказано, что кратковременное снижение температуры подогрева на 20 – 100 °С ниже M_n приводит к частичной релаксации временных напряжений за счёт эффекта сверхпластичности, что предотвращает образование трещин в процессе многослойной наплавки.

7. Установлено, что термический цикл наплавки с низкотемпературным подогревом позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений и обеспечивает высокую твердость наплавленного металла при относительно несложной технологии наплавки. Термическую обработку наплавленных деталей можно ограничить отпуском на вторичную твердость без предварительного отжига и закалки. Высокотемпературный отпуск приводит к повышению микротвердости, выравниванию ее значений и уменьшению разброса значений микротвердости, что способствует повышению износостойкости наплавленного металла. Это существенно упрощает технологический процесс и дает экономию при изготовлении биметаллических деталей.

4. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НАПЛАВЛЕННЫХ ТЕПЛОСТОЙКИХ СПЛАВОВ МЕТОДАМИ РАСТРОВОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ И РЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНОГО МИКРОАНАЛИЗА

Результаты исследований структурно-фазового состояния поверхностного слоя наплавленных теплостойких сплавов методами растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа опубликованы в работах [385 – 396].

4.1 Исследование влияния термического цикла плазменной наплавки на структурно – фазовое состояние металла

В работе исследовалось влияние термического цикла плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота с последующим высокотемпературным отпуском на структурно-фазовое состояние наплавленных теплостойких сплавов Р18, дополнительно легированных алюминием и азотом, следующего химического состава: 0,86 % С; 4,84 % Cr; 17,0 % W; 5,40 % Mo; 0,50 % V; 0,65% Al; ,0,06 % N. В качестве основного металла использована сталь 30ХГСА, обладающая высокими механическими свойствами (состав 0,3 % С; 9 – 1,1% Cr; 0,8 – 1,1 % Mn; 0,9 – 1,2 % Si).

Наплавка заготовки осуществлялась на установке для плазменной наплавки тел вращения. Заготовки наплавливали плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18Ю. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Плазменная наплавка осуществлялась по термическому циклу, описанному выше [224, 325, 326]. Заготовка с припусками под наплавку 5 – 10 мм на сторону устанавливалась в центре наплавочной установки, производился предварительный подогрев до температуры 230 °С, включалось охлаждение шеек вала с расходом холодной воды до 2 л/мин. После завершения подготовительных операций производилась 5–6-ти слойная наплавка. Режим наплавки: $I_{св} = 150...160$ А, $U_d = 50...55$ В, скорость наплавки $v_n = 18$ м/ч, скорость подачи порошковой проволоки $v_{п.пр.} = 60$ м/ч, смещение с зенита 10 – 12 мм, длина дуги $l_d = 20$ мм, расход защитного газа азота $Q_{заш. N} = 20 \div 22$ л/мин, расход плазмообразующего газа аргона $Q_{плазм. Ar} = 6 \div 8$

л/мин., диаметр проволоки 3,7 мм. После окончания наплавки заготовка охлаждалась на воздухе. Плазменная наплавка осуществлялась по термическому циклу разработанных способов. Дефекты наплавки при визуальном осмотре и ультразвуковом контроле деталей не обнаружены. Качество наплавленной поверхности удовлетворительное.

Из наплавленных заготовок анодно – механической резкой вырезались диски толщиной 10 мм. Из верхних слоев наплавленного металла вырезались образцы на станке электроискровой резки. Схема вырезки образцов из наплавленного металла показана на рисунке 4.1. Половина образцов от партии подвергались термической обработке, режимы которой в случае наплавленных образцов выбирались из рекомендаций для близких по составу кованных сталей Р18 (температура нагрева 580 °С, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4).

Исследование полученных образцов проводили в двух состояниях: первый образец непосредственно в состоянии после наплавки, второй образец в состоянии наплавка плюс высокотемпературный отпуск. Для исследований образцы разрезали на электроискровом станке в керосине на несколько частей. Затем образцы механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, а после чего электролитическим способом стравливали деформированный слой и выравнивали поверхность. Для электрополировки образцов из сталей использовали электролит состава – 80 мл H_3PO_4 + 6 г Cr_2O_3 + 14 мл H_2O . Электрополировку всех типов подложек проводили при напряжении на электродах 10 – 70 В. Травление поверхности образцов проводили в 2 %-ном растворе азотной кислоты.

Исследования структурно-фазового состояния поверхностного слоя из теплостойких сплавов, сформированного плазмой в среде азота, проводили методами растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Современное состояние этих методов исследования представлено в обзоре работы А.Е. Тусупжанова [138]. Сущность методов, их возможности, методики исследования и применяемое оборудование достаточно полно и подробно изложены в русскоязычных работах Голдстейна Дж. [292], Горелика С.С. [293], Миркина Л.И. [294], Багаряцкого Ю.М. [295], Уманского Я.С. [296, 297], Лившица Б. [298],

Кларка Э.Р. [299], Беккерта М. [300], Русакова А.А. [301], Смирновой А.В. [302], Хенденрайха Р. [303], Синдо Д. [304], Эгертона Р.Ф. [305] и Криштала М.М. [306].

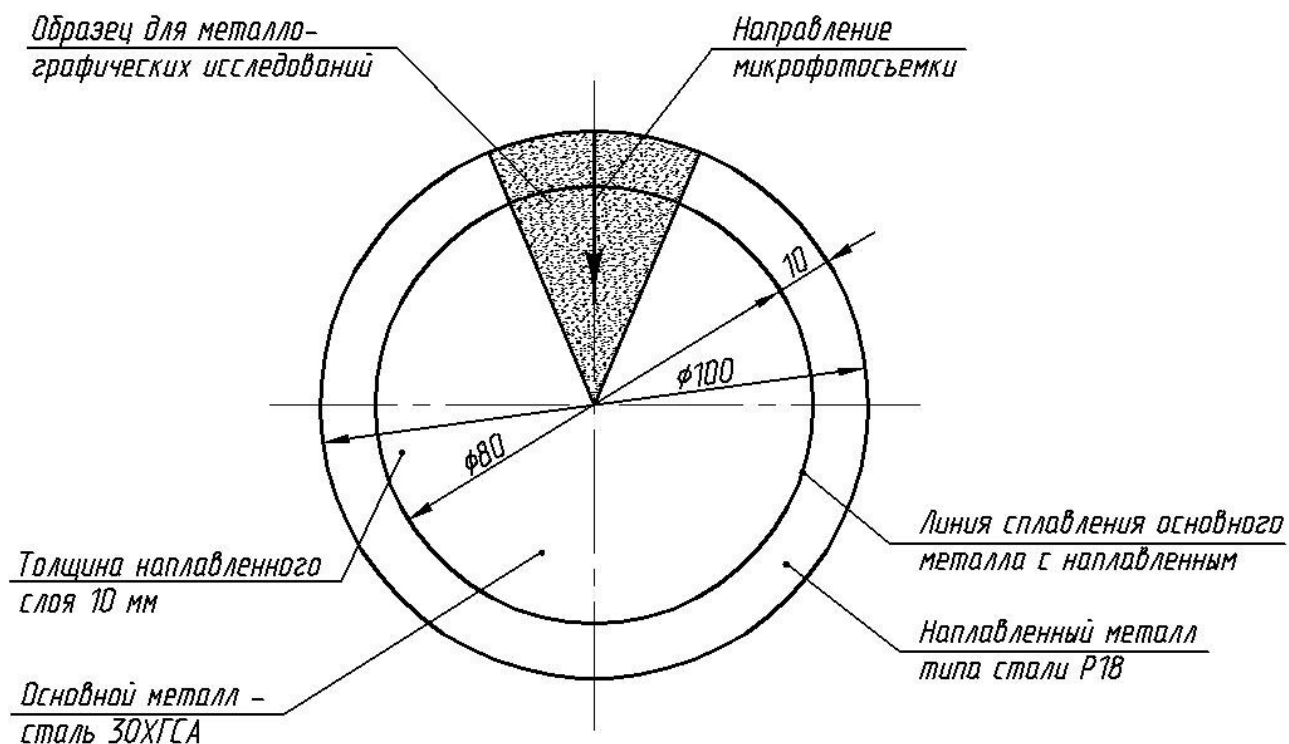


Рисунок 4.1 – Схема вырезки образцов из наплавленного металла

За рубежом в области электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа работают Woolfson M.M. [307], Zachariasen W.H. [308], Ladd M. [309], Hasek J. [310], Waseda Y. [311], Jackson A.G. [312], Ernst F. [313], Weirich T. [314], Williams D.B. [315], Reimer L. [316], Pennycook S. [317], Rong Y. [318], Thomas J. [319], Reimer L. [320], Weirich Z. [321], Vander Voort G.F. [322, 323] и Geels K. [324].

Исследования структурно-фазового состояния наплавленных сплавов проводили методом рентгеновской дифрактометрии. В основе данного метода лежит явление дифракции **рентгеновских лучей** на трехмерной кристаллической решётке. Метод позволяет определять атомную структуру вещества, включающую в себя пространственную группу элементарной ячейки, ее размеры и форму, а также определить группу симметрии кристалла. Рентгеноструктурный анализ и

по сей день является самым распространенным методом определения структуры вещества в силу его простоты и относительной дешевизны

Качественный фазовый анализ означает разделение на рентгенограмме линий, принадлежащих разным фазам, и установление вещества по имеющимся наборам межплоскостных расстояний. Для проведения фазового анализа используются порошковые или поликристаллические образцы, так как только в этом случае можно получить достаточно большой набор межплоскостных расстояний. Для увеличения числа линий на рентгенограмме можно взять трубку, дающую излучение с более малой длиной волны. Полученный экспериментально ряд межплоскостных расстояний сравнивается с табличными значениями. Сравнение с табличными данными начинают с наиболее интенсивных линий. Иногда бывает достаточно $3 \div 4$ сильные линии. Межплоскостные расстояния для различных фаз имеются в ряде справочников. Наиболее полный определитель фаз – это картотека Американского общества испытаний материалов.

Чувствительность для разных фаз колеблется в широких пределах – от десятых долей процента до нескольких весовых процентов. Это связано с тем, что она зависит от многих факторов: от отражательной способности плоскостей, от коэффициентов поглощения, от величины фона на рентгенограммах, от искажений решетки и размеров кристаллов. Так, чувствительность тем ниже, чем меньше коэффициент поглощения искомой фазы. Вещества, сильно поглощающие лучи, лучше обнаруживаются в смесях со слабо поглощающими фазами. В этом случае задачу идентификации облегчают знания химического состава образца, его металлографический анализ. Вообще, комплексное применение методов часто бывает необходимым. Например, многие сплавы с заметно различающимся составом дают одинаковые рентгенограммы, что объясняется наличием твердых растворов с большой областью гомогенности.

Исследования наплавленных образцов проводили в двух состояниях:

1. Первая партия образцов была в состоянии непосредственно после наплавки.
2. Вторая партия образцов в состоянии наплавка + высокотемпературный отпуск.

Исследования структурно – фазового состояния проводили методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на приборе ДРОН-3. Съёмка дифрактограмм исследуемых наплавленных образцов проводилась при непрерывном 2θ -сканировании с фокусировкой по Брэггу – Brentano в излучении медного анода (длина волны излучения $\text{Cu K}\alpha \lambda = 1,54051 \text{ \AA}$). Идентификация кристаллических фаз проводилась с использованием базы данных JCPDS PDF-2 структурного банка данных ICDD. Методом РСА был определен фазовый состав сплавов, параметры кристаллической решетки, микродеформация кристаллической решетки, размер блоков когерентного рассеяния. Для расшифровки рентгенограмм использовали банк данных JCPDS и PDF.

Рентгенографическое определение параметра кристаллической решетки основано на точной регистрации положений дифракционных максимумов, которые связаны с размером элементарной ячейки.

Квадратичная форма для кубической сингонии:

$$\sin^2\Theta_{hkl} = \frac{a^2}{4} (h^2 + k^2 + l^2) / a^2, \quad (4.1)$$

где θ - угол отражения, λ - длина волны излучения, a - параметр решетки, h , k , l - индексы отражения.

Рабочая формула:

$$a = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}. \quad (4.2)$$

Известно, что в деформированных поликристаллах возникают внутренние поля напряжений. Эти поля, распространяясь от источников, способны охватить большую часть зерна или зерно целиком. Источниками могут быть уступы на межзеренных границах, границы и стыки зерен, деформационные микродвойники и др. Внутри зёрен поликристалла могут наблюдаться дислокации, образующие определенную субструктуру: сетчатую, хаотическую и ячеистую.

Разделение вкладов в физическое уширение рентгеновских рефлексов от малости областей когерентного рассеяния (ОКР) и микродеформаций (ϵ) проводили с использованием метода аппроксимаций, который заключается в аналитическом или графическом подборе функций, аппроксимирующих профиль рентгеновской дифракции линий. Физическое уширение дифракционной линии $\beta(2\theta)$,

вызванное наличием как напряжений 2-ого рода (напряжения, уравнивающиеся в пределах отдельных кристаллитов), так и измельчением кристаллитов, описывается формулой:

$$\frac{\beta(2\theta)\cos\theta_0}{\lambda} = \frac{1}{D_{hkl}} + 4\varepsilon \frac{\sin\theta_0}{\lambda}. \quad (4.3)$$

Исследования структурно- фазового состояния наплавленных сплавов и прилегающего объема основного материала, выполненные методом РСА, проводили на травленых шлифах в трех зонах: поверхность, центральная часть наплавки, зона сплавления основного металла с наплавленным металлом. Та же самая схема исследования была и для образцов с последующим высокотемпературным отпуском [327 – 329].

На рисунке 4.2 приведены участки рентгенограмм для образца после наплавки (обозначения на рисунке 4. 2 – зона сплавления основного металла с наплавленным металлом со стороны наплавки; 2 – центральная часть наплавки; 3 – поверхность).

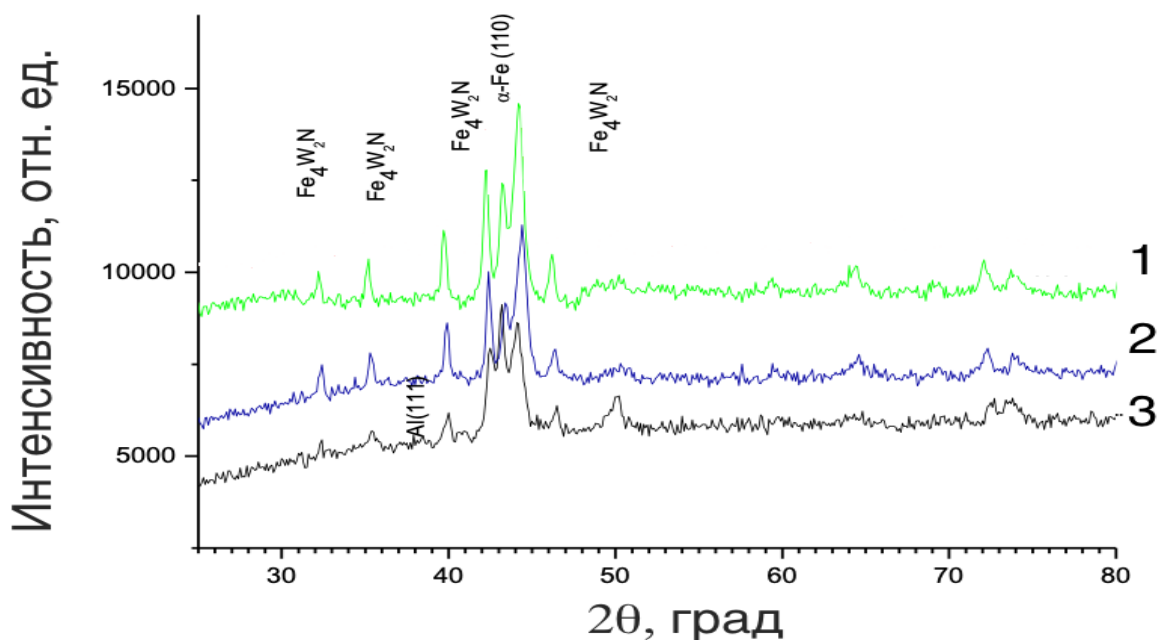


Рисунок 4.2 – Участки дифрактограмм с наплавленным теплостойким сплавом в состоянии после наплавки

На рисунке 4.3 приведены участки рентгенограмм для наплавленного сплава после наплавки и высокотемпературного отпуска (обозначения аналогичны рисунку 4.2).

Видно, что дифрактограммы на рисунке 4.2 достаточно «шумные», что свидетельствует о неравновесном состоянии материала. Все три участка имеют один и тот же фазовый состав, т.е. присутствуют одни и те же фазы, как видно из рентгенограмм. Соотношение фаз в наплавленном материале различное.

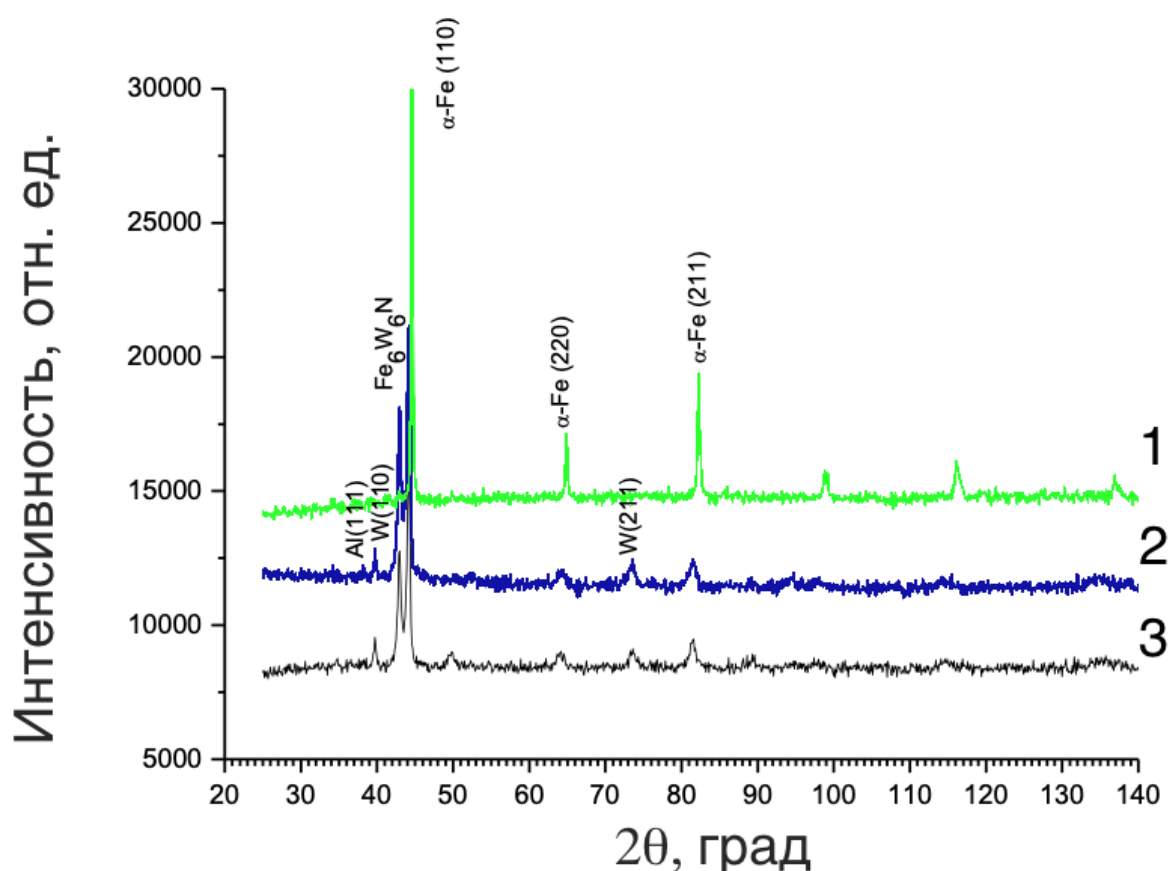


Рисунок 4.3 – Участки дифрактограмм наплавленного теплостойкого сплава после наплавки и высокотемпературного отпуска

Установлено, что все наплавленные сплавы в исходном состоянии имеют в своем составе твердый раствор α – железа и соединения на основе железа, вольфрама и молибдена, по всей видимости, переменного состава $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{N}$, FeWN_2 , $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$. Все эти соединения имеют кубическую структуру $\text{Fd} - 3m$ с большим параметром кристаллической решетки, около 11 Å. Соединения на основе углерода

и азота, как правило, изоморфны, различить их достаточно трудно, а скорее всего, они оба присутствуют в этих соединениях, судя по химическому составу исходных сталей. Как правило, это метастабильные фазы. Оба эти элемента образуют твердые растворы внедрения. Присутствует также твердые растворы на основе алюминия и фаза AlN [327 – 329].

Что касается наплавленного сплава после высокотемпературного отпуска, то здесь картина несколько другая (рисунок 4.3). Существенно уменьшилось количество линий на рентгенограмме, что говорит о том, что уменьшилось количество метастабильных неравновесных фаз, либо произошли структурные или фазовые превращения. Здесь основными фазами является твердый раствор α – Fe и сложный карбид на основе металлов состава Me_6C , скорее всего, в состав карбида входят хром, алюминий, вольфрам, возможно молибден, имеющий формулу $(Fe, Cr, Al, W)_6C$. Это соединение так же имеет кубическую структуру Fd – 3m и параметр кристаллической решетки равен 10,96 Å.

В таблице 4.1 приведены структурные характеристики наплавленного сплава P18, дополнительно легированного алюминием и азотом с высокотемпературным отпуском и без него. Данные о параметре кристаллической решетке основной фазы α – Fe приведены в таблице 4.1. Так как большинство инструментальных погрешностей при определении параметра кристаллической решетки пропорционально $\cos^2 \Theta$, то эту функцию использовали для графической экстраполяции измеренных значений а на величину брэгговского угла Θ при стремлении Θ к $\pi/2$ по разным линиям. Ошибка измерений параметра кристаллической решетки основной фазы составила $\pm 0,001$ Å. Для основной фазы на «поверхности» образца параметр кристаллической решетки, в пределах ошибки эксперимента один и тот же, для наплавки и для наплавки с высокотемпературным отпуском, т.е. на поверхности наплавки сохраняется дополнительное количество легирующих элементов, которые увеличивают параметр решетки α – Fe до значения почти 2,89 Å. В то время как табличное значение параметра кристаллической решетки составляет 2,866 Å. Для остальных состояний в исходном наплавленном материале параметр кристаллической решетки примерно один и тот же и близок

табличному значению α – Fe. Что касается наплавки с последующим отпуском, то здесь завышенное значение параметра решетки имеют все четыре состояния. Это свидетельствует о перераспределении легирующих элементов по объему сплава и насыщению его элементами внедрения, такими как углерод и азот. Исключение составляет стык со стороны металла. По всей видимости, рентгеновский луч захватил только сталь 30ХГСА исходном состоянии [327 – 329].

Таблица 4.1 – Структурно – фазовые характеристики образцов стали 30ХГСА с наплавленным сплавом Р18Ю, дополнительно легированным алюминием и азотом с высокотемпературным отпуском и без него

Режимы обработки	Состояние	Фазовый состав				a, Å, α -Fe	D, нм, α -Fe	$\Delta d/d \times 10^{-3}$, α -Fe
		α -Fe	Fe_6W_6N	AlN	Fe_4W_2N $FeWN_2$			
	Присутствующие фазы	α -Fe	Fe_6W_6N	AlN	Fe_4W_2N $FeWN_2$			
30ХГСА с наплавленным сплавом Р18	Поверхность	α -Fe	-	AlN	Fe_4W_2N $FeWN_2$	2.885	25	3,3
	Центральная часть наплавки	α -Fe	-	AlN	Fe_4W_2N $FeWN_2$	2,869	50	4,8
	Зона сплавления со стороны наплавки	α -Fe	-	AlN	Fe_4W_2N $FeWN_2$	2,868	50	4,7
	Зона сплавления со стороны металла			-		2,869	50	5,0
30ХГСА с наплавленным сплавом Р18 с высокотемпературным отпуском	Поверхность	α -Fe	Fe_6W_6NC	AlN	-	2.887	1000	1,7
	Центральная часть наплавки	α -Fe	Fe_6W_6NC	AlN	-	2.880	1000	3,0
	Зона сплавления со стороны наплавки	α -Fe	Fe_6W_6NC	AlN	-	2.887	1000	3,5
	Зона сплавления со стороны металла	α -Fe	-	-	-	2.869	1000	0

Ширина рентгеновских линий позволяет определить искажения кристаллической решетки двух типов. Во – первых, внутренние упругие напряжения и, во – вторых, размер областей когерентного рассеяния (ОКР). Последняя величина яв-

ляется обратной по отношению к расстоянию между дефектами. Микроискажения кристаллической решетки – $\Delta d/d$, где d – межплоскостное расстояние, Δd – его изменение. Размер областей когерентного рассеяния обозначается D . Результаты эксперимента приведены в таблице 4.1.

Из таблицы 4.1 хорошо видно, что ОКР изменяется в пределах $25 \div 100$ нм, а $\Delta d/d$ в пределах $3 \div 5$. Это соответствует внутренним упругим напряжениям $\tau = \Delta d/d \times E$, (E – модуль Юнга), в среднем равным $600 \div 1000$ МПа. Иными словами уровень внутренних упругих напряжений достаточно высокий в наплавленном материале. Примерно в два раза напряжения меньше в образцах с последующим высокотемпературным отпуском (600 МПа), который приводит к тому, что напряжения снимаются при высокотемпературной обработке. Расстояние между дефектами также невелико и составляет 25 – 50 нм в исходном сплаве и около 100 нм в термообработанном сплаве, высокотемпературный отпуск приводит к существенному уменьшению дефектов в материале, что в свою очередь, ведет к снижению уровня внутренних упругих напряжений.

Таким образом, проведены исследования структурно – фазового состояния наплавленного сплава P18, дополнительно легированного алюминием и азотом с высокотемпературным отпуском и без высокотемпературного отпуска. Результаты исследований представлены в работах [327 – 329].

Установлено, что в наплавленном сплаве основными фазами являются твердый раствор α – Fe, карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия ($Fe_6 W_6 NC$ и AlN). Высокотемпературная обработка (отпуск) наплавленного сплава приводит к изменению фазового состава, росту параметра кристаллической решетки (с 2,866 до 2,89 Å), размеров блоков когерентного рассеяния (с 25 до 100 нм), уменьшению внутренних упругих напряжений (с 1000 до 600 МПа).

4.2 Исследование влияния термического цикла плазменной наплавки на микротвердость металла

Исследования микротвердости проводились методом Виккерса, который позволяет получить обоснованные представления о свойствах материалов в локальных микрообъемах образцов. Основным прибор для испытаний материалов на микротвердость – прибор ПМТ-3. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка на которую составляла 100 г. В ходе исследований поперечных шлифов наносили по 5 замеров микротвердости в направлении от поверхности покрытия вглубь основного металла. Расстояние между замерами составляло 200 мкм. При испытании измеряют длину диагонали отпечатка и подсчитывают число твердости как частное от деления приложенной нагрузки на поверхность полученного отпечатка [327, 328, 393].

Все образцы, подлежащие исследованию, разрезались на электроискровом станке на ряд параллельных пластинок толщиной 0,25 – 0,30 мм (измерения проводились микрометром с точностью $\pm 0,01$ мкм). При этом резка образцов проводилась на режиме, который не вносил в материал искажений и дополнительных дефектов. Образцы вырезались в направлении, параллельном поверхности образцов из зон: поверхности, центральной части наплавки, зоны сплавления основного металла с наплавленным металлом со стороны наплавки, зоны сплавления основного металла с наплавленным металлом со стороны основного металла. Дальнейшая подготовка поверхности образцов проводилась в несколько этапов. Сначала пластинки химически очищались от следов резки в растворе оксида водорода (H_2O_2) с добавлением нескольких капель плавиковой кислоты (HF) при комнатной температуре. Затем пластинки подвергались электролитическому полированию в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте до образования зеркальной поверхности также при комнатной температуре. На полученных таким образом образцах проводились исследования микротвердости.

Уровень микротвердости наплавленных покрытий, переходных зон и основного металла оценивали на поперечных шлифах, вырезанных из образцов. Замеры алмазным индентором наносили в направлении от поверхности покрытия к основному металлу. По результатам измерений построены зависимости микротвердости от глубины слоев. На рисунке 4.4 показано распределение

микротвердости по глубине слоев (состояние – наплавка), Измерения проводились поперек зонам исследования: поверхности, центральной части и зоны сплавления наплавленного металла с основным металлом.

Как видно из данных рисунка 4.4, микротвердость отдельных участков наплавленного слоя колеблется от 2 до 10 ГПа, но большинство замеров микротвердости имеют значения от 4 до 6 ГПа. Высокие значения микротвердости свидетельствуют о том, что наплавленный сплав находится в закаленном состоянии.

Применение дополнительно после наплавки высокотемпературного отпуска позволяет улучшить свойства наплавленного высоколегированного сплава, а также обеспечить благоприятное напряженное состояние. Положительно на увеличении твердости наплавленного сплава сказывается применение в качестве защитно – легирующей среды в процессе плазменной наплавки азота и введение в шихту порошковой проволоки алюминия. В процессе наплавки происходит легирование наплавленного сплава азотом непосредственно из газовой фазы, что позволяет дополнительно повысить твердость рабочего слоя изделия. Алюминий вводили в состав шихты порошковой проволоки для устранения пористости за счет связывания избыточного азота в нерастворимые в жидком металле соединения, способные дополнительно упрочнять металл за счет образования мелкодисперсных частиц нитридов [327 – 329, 393].

Исследования микротвердости наплавленных сплавов показали, что наплавленный сплав в состоянии после наплавки находится в состоянии близком к закаленному с высокой твердостью. Многослойная плазменная наплавка велась по винтовой линии с перекрытием валиков, поэтому металл подвергался сложному термическому воздействию. Такой способ наплавки приводит к значительной неравномерности твердости и микротвердости. Для повышения износостойкости эту неравномерность твердости и микротвердости необходимо устранить, для чего и предлагается применить высокотемпературный отпуск.

На рисунке 4.5 показано распределение микротвердости по глубине слоев (состояние – наплавка + высокотемпературный отпуск). Высокотемпературный

отпуск приводит к повышению микротвердости, выравниванию значения микротвердости и, кроме того разброс значений микротвердости уменьшился. Проведенные исследования отдельных зон наплавленного сплава подтверждают это заключение (рисунки 4.6 и 4.7) [328, 329, 393].

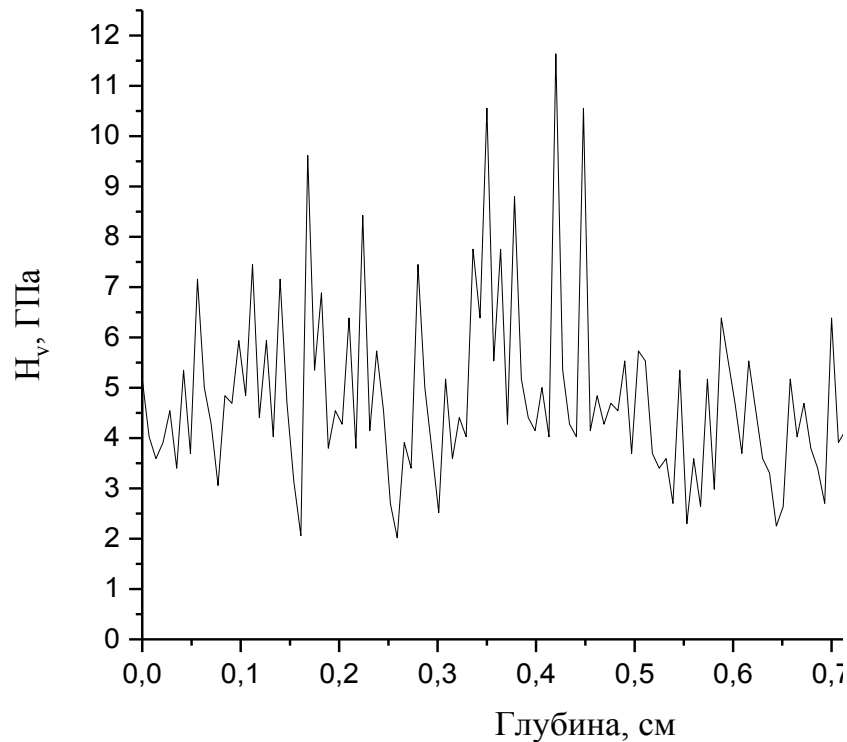


Рисунок 4.4 – Распределение микротвердости по глубине слоев (состояние – наплавка)

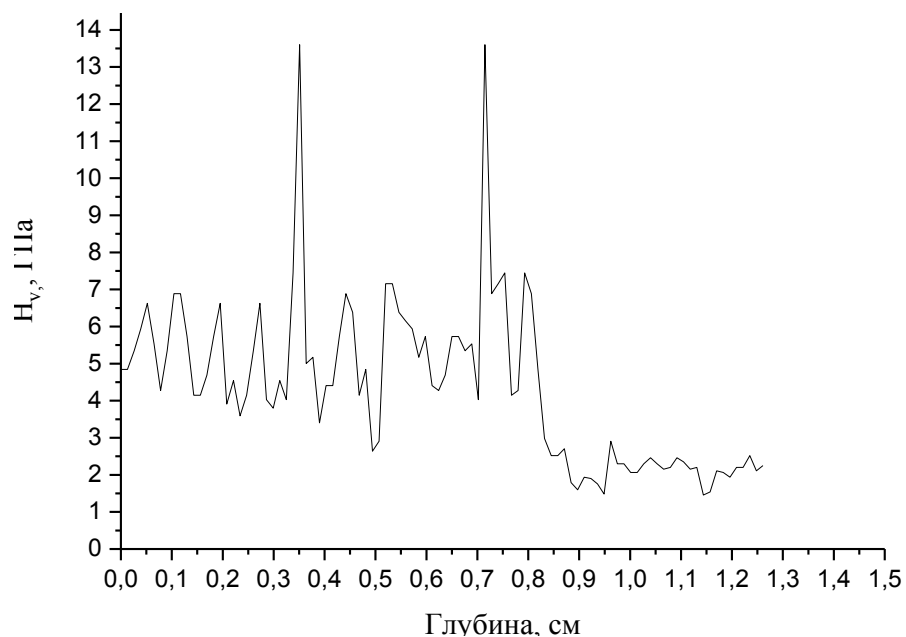


Рисунок 4.5 – Распределение микротвердости по глубине слоев (состояние – наплавка + высокотемпературный отпуск)

Таким образом, термический цикл наплавки с низкотемпературным подогревом позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений и обеспечивает высокую твердость наплавленного металла при относительно несложной технологии наплавки. Термическую обработку наплавленных деталей можно ограничить отпуском на вторичную твердость без предварительного отжига и закалки. Высокотемпературный отпуск приводит к повышению микротвердости, выравниванию ее значений и уменьшению разброса значений микротвердости, что способствует повышению износостойкости наплавленного металла. Это существенно упрощает технологический процесс и дает экономию при изготовлении биметаллических деталей.

Испытания на микротвердость проводили также на микротвердомере HVS-1000А методом Виккерса. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка на которую составляла 100 г. В ходе исследований поперечных шлифов наносили по 5 дорожек уколов в направлении от поверхности покрытия вглубь к основному металлу. Расстояние между уколами составляло 200 мкм. При испытании измеряли длину диагонали отпечатка и подсчитывали численное значение микротвердости как частное от деления приложенной нагрузки P (кг) на боковую поверхность полученного отпечатка F (мм²). По результатам измерений вычисляли среднее значение микротвердости и дисперсию.

На рисунке 4.6 показано распределение микротвердости на поверхности и в центральной части наплавленного слоя, а на рисунке 4.7 в зоне сплавления основного металла с наплавленным в состоянии после плазменной наплавки и наплавки с высокотемпературным отпуском. Для каждой из исследованных зон наплавленного слоя определены среднее значение микротвердости и величина дисперсии. Твердомер HVS – 1000А позволяет автоматически проводить испытания с изображением величины твердости на дисплее и печатью данных на принтере. Точность измерения $\pm 0,2$ мкм. Допустимая абсолютная погрешность измерения HV от ± 2 до ± 52 .

Как видно из приведенных данных, распределение микротвердости во всех

исследованных зонах наплавленного слоя отличается неравномерностью. Неравномерность микротвердости можно объяснить разбавлением высоколегированного наплавленного сплава низколегированным металлом основы в процессе многослойной наплавки по винтовой линии.

Достоинства плазменной наплавки нетоковедущей порошковой проволокой: малая глубина проплавления основного металла (около 0,5 мм), что позволяет существенно снизить степень разбавления наплавленного сплава основным металлом. При этом доля основного металла в наплавленном не превышает 10 %, что позволяет получать наплавленный сплав заданного химического состава уже во втором слое. В связи с этим обстоятельством микротвердость металла в средней части наплавки и на поверхности (четвертый и пятый слои наплавленного сплава) составляет в состоянии после наплавки 4,11 и 5,15 ГПа соответственно.

Высокотемпературный отпуск на режимах в соответствии с известными рекомендациями для теплостойких сталей высокой твердости, приводит к превращению остаточного аустенита и выделению карбидов и карбонитридов. Микротвердость при этом возросла до 5,69 и 6,47 ГПа. Микротвердость возрастает от микротвердости основы до микротвердости поверхностного слоя. Неравномерность распределения микротвердости можно объяснить, если учесть, что измерение микротвердости позволяет оценить свойства отдельных зерен, фаз и структурных составляющих сплава (а не усредненные характеристики как при измерении макротвердости) [328, 329, 393].

Метод измерения микротвердости позволяет получить обоснованные представления о свойствах материалов в локальных микрообъемах образцов. Поэтому наблюдаемая неоднородность микротвердости свидетельствует о сложном структурно – фазовом состоянии наплавленного металла.

Неоднородность микротвердости и структурно – фазовое состояние наплавленного слоя связаны с термическим циклом нагрева и охлаждения многослойной плазменной наплавки цилиндрической заготовки по винтовой линии.

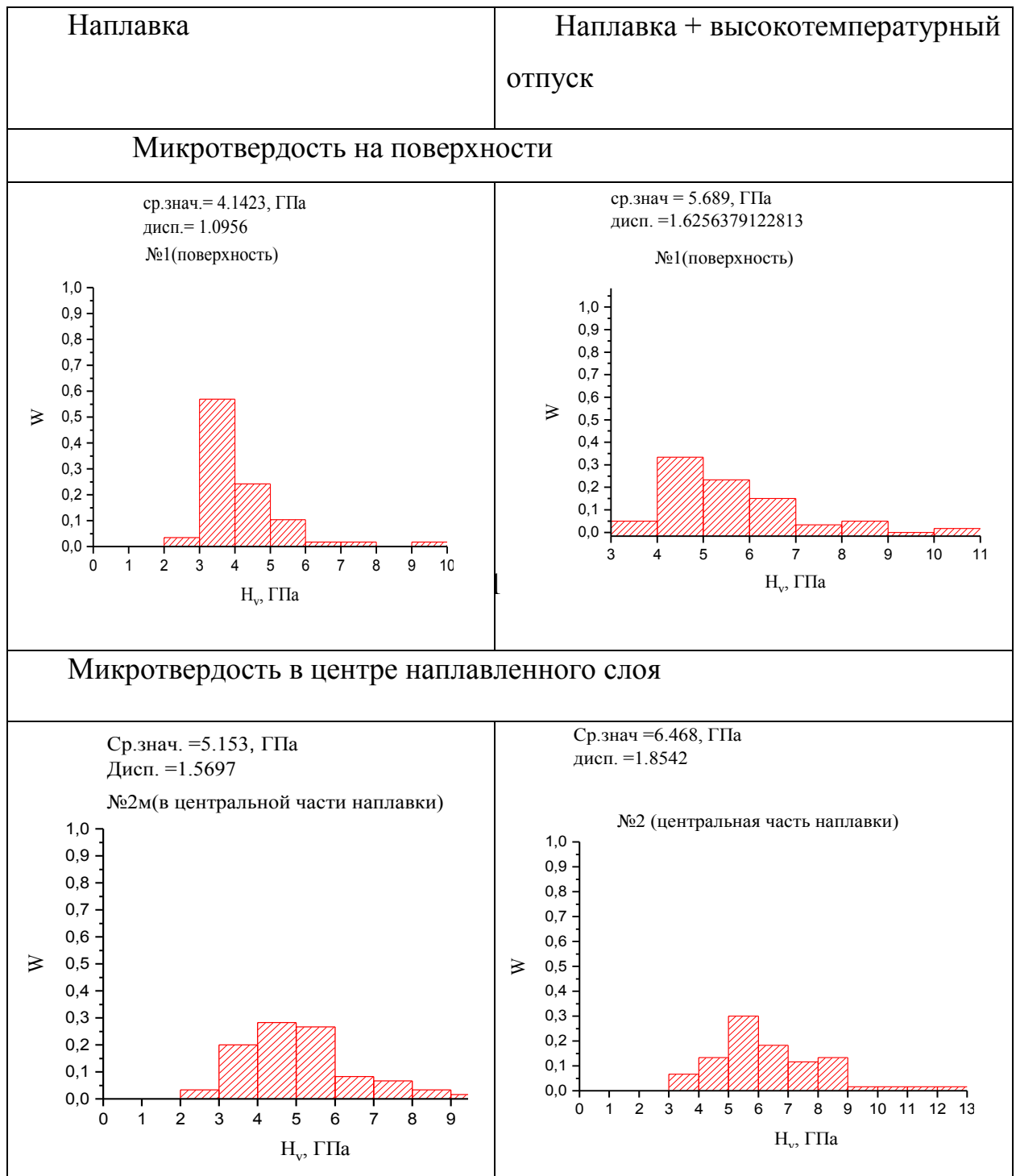


Рисунок 4.6 – Распределение микротвердости на поверхности и центральной части наплавленного слоя в состоянии после плазменной наплавки и наплавки с высокотемпературным отпуском

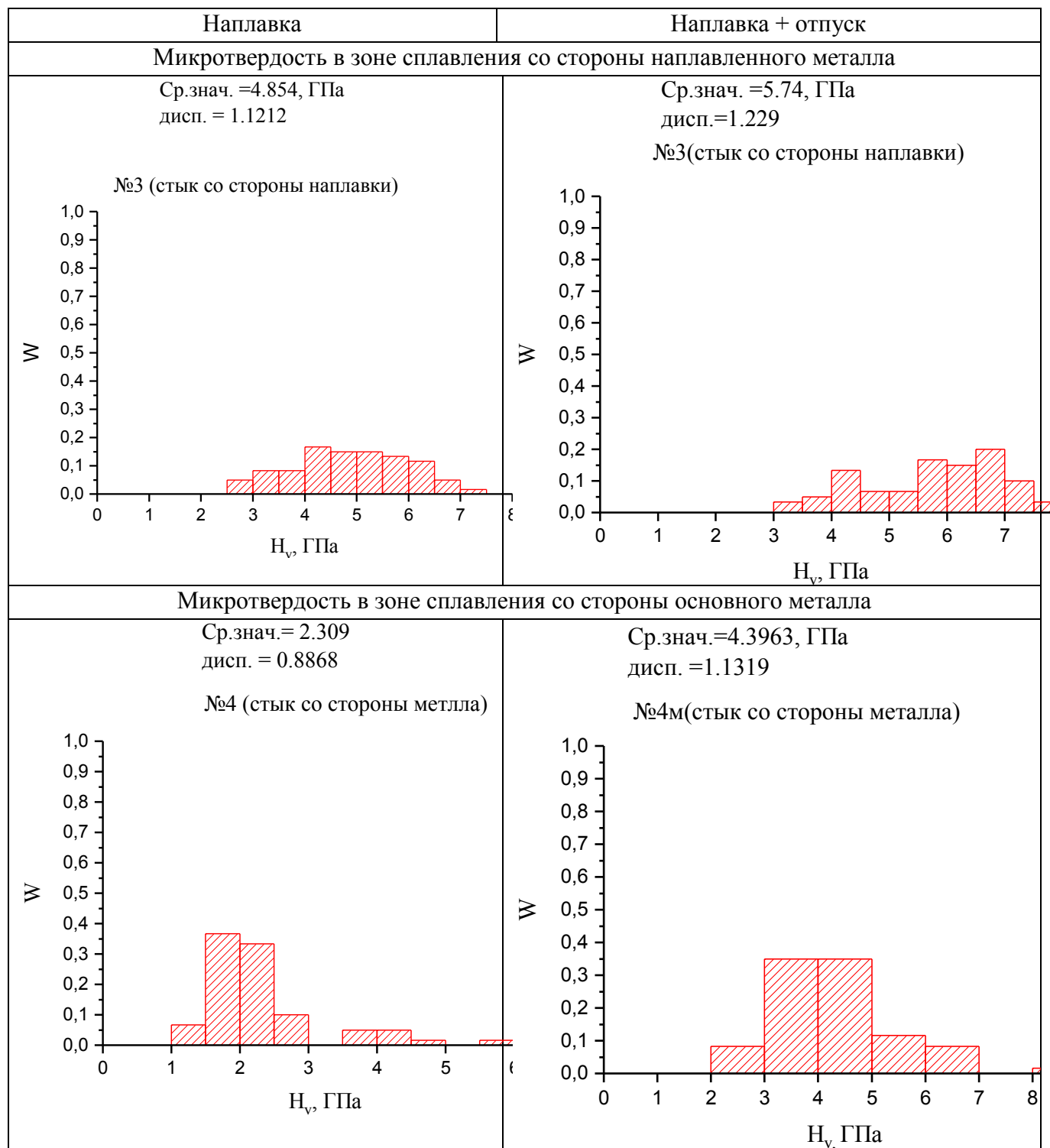


Рисунок 4.7 – Распределение микротвердости в зоне сплавления основного металла с наплавленным в состоянии после плазменной наплавки и наплавки с высокотемпературным отпуском

При такой схеме наплавки каждый предыдущий слой перемешивается с металлом наплаваемого слоя, а наплаваемый валик перекрывается с предвари-

тельно наплавленным валиком. При этом перекрытие валиков может составлять до одной трети от ширины наплавленного валика. Как показали исследования, полностью устранить неоднородность микротвердости термической обработкой (высокотемпературным отпуском) не удастся. Частично эта проблема может быть решена путем применения ультразвуковой упрочняющей обработки, а также нанесением на поверхность электровзрывных покрытий.

4.3 Исследование состояния поверхности деталей (морфологии поверхности и элементного состава), сформированной плазменной наплавкой металлом высокой твердости

В настоящее время по широте применения физических методов исследований одно из первых мест занимают методы растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгеновского микроанализа (РМА). Широкое применение этих методов объясняется достаточно хорошо разработанной теорией, обладающей рядом практических достоинств, таких как простота приготовления образцов, простота и относительная экспрессность, получение качественных результатов, сохранение образцов без изменения после эксперимента, возможность использования поликристаллического материала, возможность измерения элементного состава покрытий [292 – 326]. Растровые микроскопы применяются как исследовательский инструмент в физике, электронике, биологии и материаловедении. Их главная функция - получение изображения исследуемого образца, которое зависит от регистрируемого сигнала. Сопоставление изображений, полученных в разных сигналах, позволяет делать вывод о морфологии и составе поверхности. В основе работы растрового электронного микроскопа лежит сканирование поверхности образца сфокусированным электронным лучом (построчное перемещение луча вдоль поверхности образца). Индуцированное сфокусированным электронным лучом рентгеновское излучение и катодolumинесценция используются для получения дополнительной информации о химическом составе материала исследуемого образца (рентгеноспектральный микроанализ). Анализ характеристического рентгеновского излучения дает как качественную, так и количественную инфор-

мацию об областях образца в несколько микрометров

В настоящей работе исследовали влияние способа изготовления (плазменная наплавка с высокотемпературным отпуском) на морфологию поверхности и элементный состав наплавленных теплостойких сплавов P18, дополнительно легированных алюминием и азотом, следующего химического состава: 0,86 % C; 4,84 % Cr; 17,0 % W; 5,40 % Mo; 0,50 % V; 0,65 % Al; 0,06 % N; остальное – железо. В качестве основного металла использована сталь 30ХГСА, обладающая комплексом высоких механических свойств. Сталь 30ХГСА содержит 0,3 % C; 9 – 1,1 % Cr; 0,8 – 1,1 % Mn; 0,9 – 1,2 % Si.

Образцы для исследований подготавливались по методике, описанной в разделе 4.2. Исследование полученных образцов проводили в двух состояниях: 1 – образец непосредственно в состоянии после наплавки; 2 – образец в состоянии наплавка плюс высокотемпературный отпуск.

Анализ поверхности образцов проводили на растровом электронном микроскопе Tescan VEGA 3 LMN, оснащенным приставкой X-Act ADD (Oxford Instruments Standard AZtec Energy) – системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа с безазотным детектором X- Act ADD (standard), кремний-дрейфовый детектором активной площадью 10 мм². Все исследования проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ при увеличениях 500, 1000, 2000 и при необходимости 5000 крат. Состав определяли локально в отдельных частицах и в режиме картирования ЭДС (распределение элементов по площади образца; интенсивностью свечения обозначается наличие и количество присутствующего элемента) [328, 329].

Обычно для получения информации о структуре поверхности используются вторичные (SE) и или отраженные (BSE, обратно-рассеянные) электроны. Контраст во вторичных электронах сильнее всего зависит от рельефа поверхности, тогда как отраженные электроны несут информацию о распределении электронной плотности (области, обогащенные элементом с большим номером, выглядят ярче). Поэтому обратно-рассеянные электроны, которые генерируются одновременно с вторичными, кроме информации о морфологии поверхности содержат

дополнительную информацию о составе образца. Облучение образца пучком электронов приводит не только к образованию вторичных и отраженных электронов, а также вызывает испускание характеристического рентгеновского излучения. Анализ этого излучения позволяет определить элементный состав микрообъема образца (разрешение для массивных образцов обычно не лучше 1 мкм).

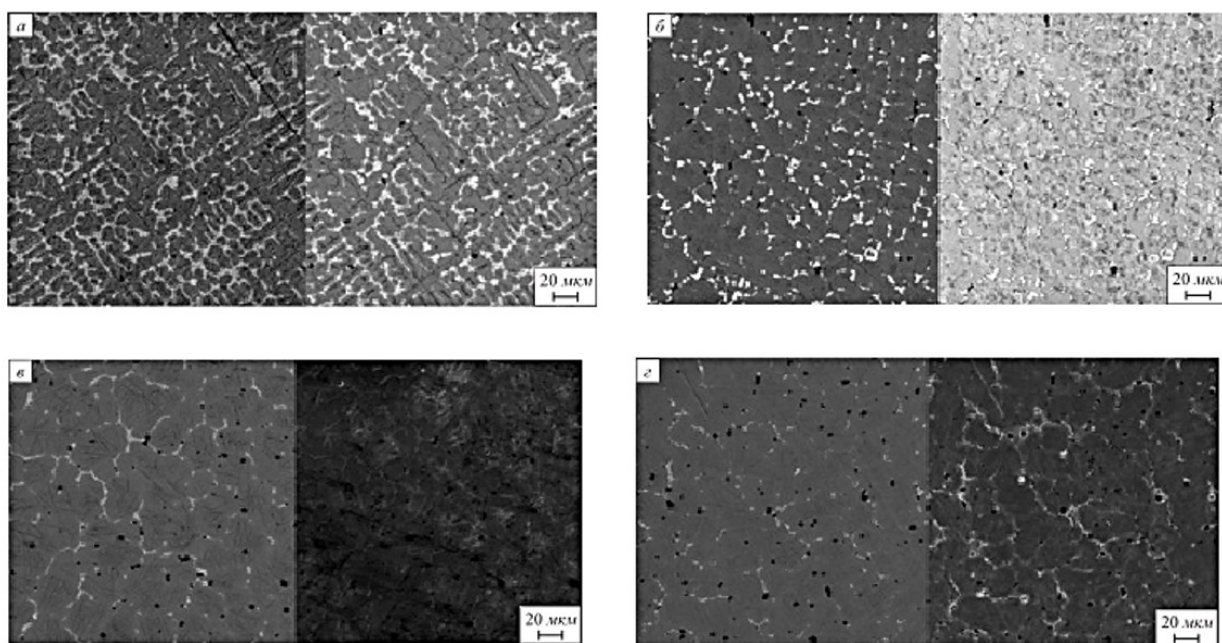
Для анализа элементного состава применяется рентгеноспектральный анализ, в котором детектируется характеристическое рентгеновское излучение вещества, возникающее при облучении поверхности образца электронами. В работе использовали энергодисперсионный детектор. Исследования методом растровой электронной микроскопии проводили по определенной схеме поверхностей исследования: 1 – поверхность; 2 – центральная часть наплавленного металла; 3 – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки; 4 – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны основного металла.

Исследование проводили методом растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на приборе Leo EVO 50XVP (Карл Цейс, Германия). Структурно-фазовое состояние наплавленного сплава и прилегающего объема основного материала изучали методом РЭМ, исследование проводили на травленых шлифах в четырех местах.

На рисунке 4.8 показаны изображения травленых шлифов, приготовленных после плазменной наплавки без термообработки. Как видно, кристаллизация наплавленного сплава приводит к формированию структуры, которую по морфологическому признаку в любом из четырех исследованных участков можно условно разделить на несколько характерных областей, отличающихся формой, размерами и расположением ферритных и перлитных зерен.

На рисунке 4.8 а (поверхность) наблюдается явно выраженная ориентированная дендритная структура. Основная часть поверхности материала представляет собой перлитные зерна. В стыках и по границам зерен располагается цементит, который представляет собой карбид железа Fe_3C и карбонитриды на основе железа, вольфрама и молибдена, переменного состава $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{N}$, FeWN_2 и $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$. Так как наплавленная сталь имеет большое количество легирующих элементов, по-

этому, цементит имеет сложный состав типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al}, \text{W})_3\text{C}$. Присутствуют также твердые растворы на основе алюминия и фаза AlN . Другие три части образца (центральная часть наплавки, зона сплавления основного металла с наплавленным металлом со стороны наплавки, зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны основного металла) существенно не отличаются от морфологии поверхности первого образца. Надо отметить, что в этих образцах ориентированность дендритной структуры менее выражена.

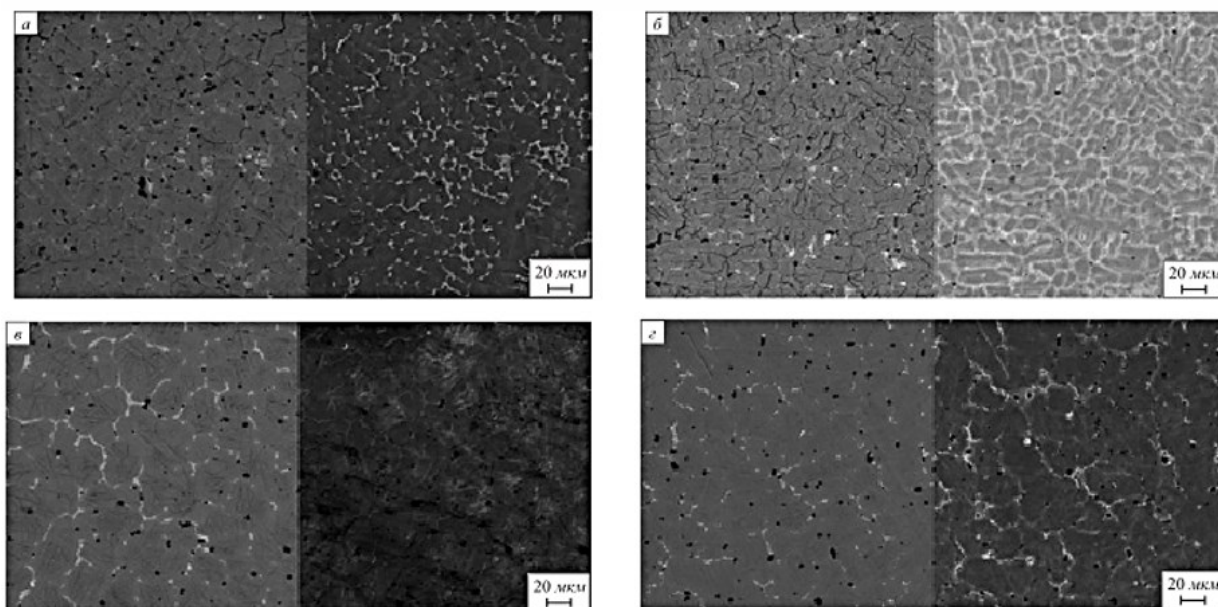


а – поверхность, б – центральная часть наплавки, в – зона сплавления основного-металла с наплавленным металлом со стороны наплавки; г – зона сплавления со стороны металла

Рисунок 4.8 – Структура поверхности наплавленного сплава Р18Ю после наплавки

Что касается образца после плазменной наплавки и высокотемпературного отпуска, то здесь картина несколько другая (рисунок 4.9). Ориентированная дендритная структура практически не просматривается. Видны более четкие границы перлитных зерен. Количество зерен сложного цементита в стыках зерен и по их границам существенно меньше. Видны следы выпадения цементита (черные образования по границам перлитных зерен). Во-первых, возможно их выкрашивание при высокотемпературном отпуске и, во-вторых, при распаде сложных карбидов

возможно их растворение и образование твердых растворов или других фаз в материале матрицы. Об этом более точно можно судить по параметру кристаллической решетки материала при исследовании методом рентгеноструктурного анализа. Интересно отметить, что на материале стыка со стороны металла просматриваются иглы, по структуре напоминающие мартенсит.



а – поверхность, б – центральная часть наплавки, в – зона сплавления основного металла с наплавленным металлом со стороны наплавки; г – зона сплавления со стороны металла

Рисунок 4.9 – Структура поверхности наплавленного сплава Р18Ю после наплавки и высокотемпературного отпуска

Исследования, проведенных методом микрорентгеноспектрального анализа, показали что в первом образце с наплавкой (поверхность) присутствующие элементы (такие как углерод, марганец, кремний, хром, азот, алюминий, ванадий, железо, вольфрам, молибден) распределены равномерно по поверхности материала (рисунок 4.10 и рисунок 4. 11) [328, 329, 393].

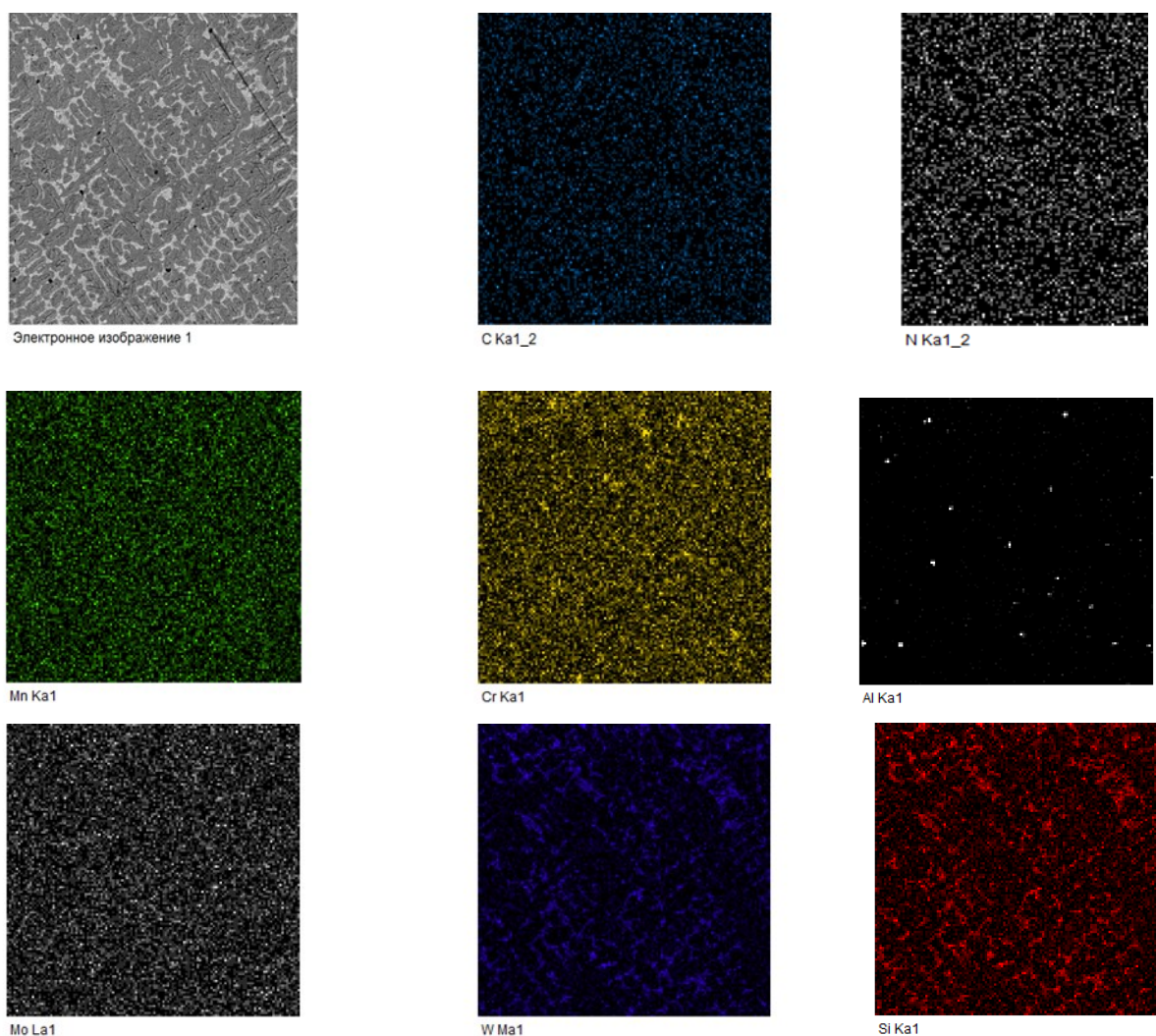


Рисунок 4.10 – Электронное изображение и распределение элементов в хактеристическом излучении (увеличение 200 мкм в 1 см) в состоянии после наплавки

Вольфрам четко повторяет рисунок цементита по границам и стыкам зерен. Это подтверждает предположение о наличии сложного состава цементита типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al}, \text{W})_3\text{C}$, что характерно для всех образцов этой серии. Количество легирующих элементов хрома, молибдена, ванадия, алюминия, азота, определенное методом МРСА, колеблется около значения для исходной стали P18 для всех образцов этой серии. И только количество вольфрама уменьшается по мере удаления от наплавленной поверхности примерно от 20 до 7 % (ат.). После наплавки и высокотемпературного отпуска картина несколько другая (рисунки 4.12, 4.13).

Рисунок цементита по границам и стыкам зерен повторяет молибден.

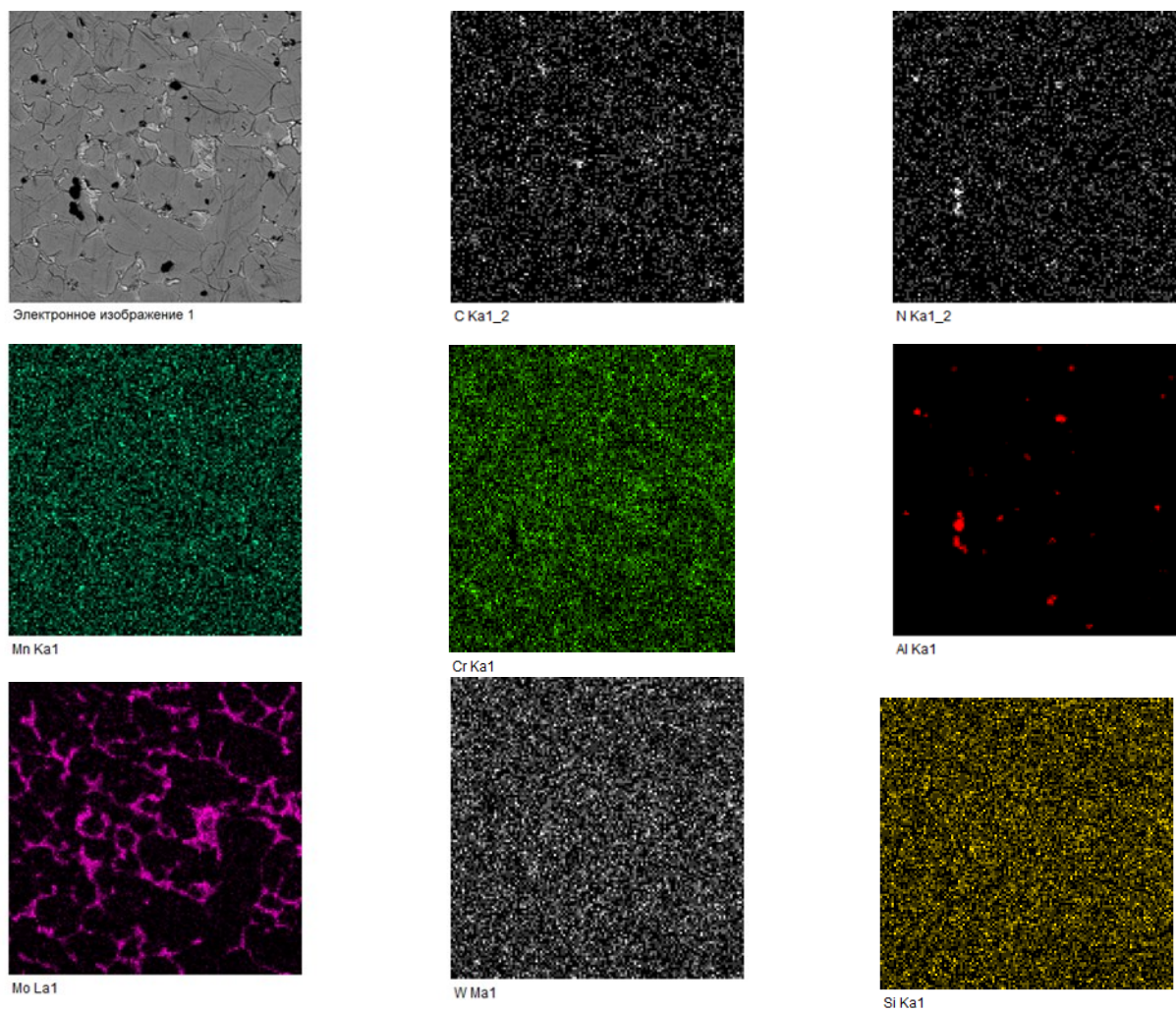
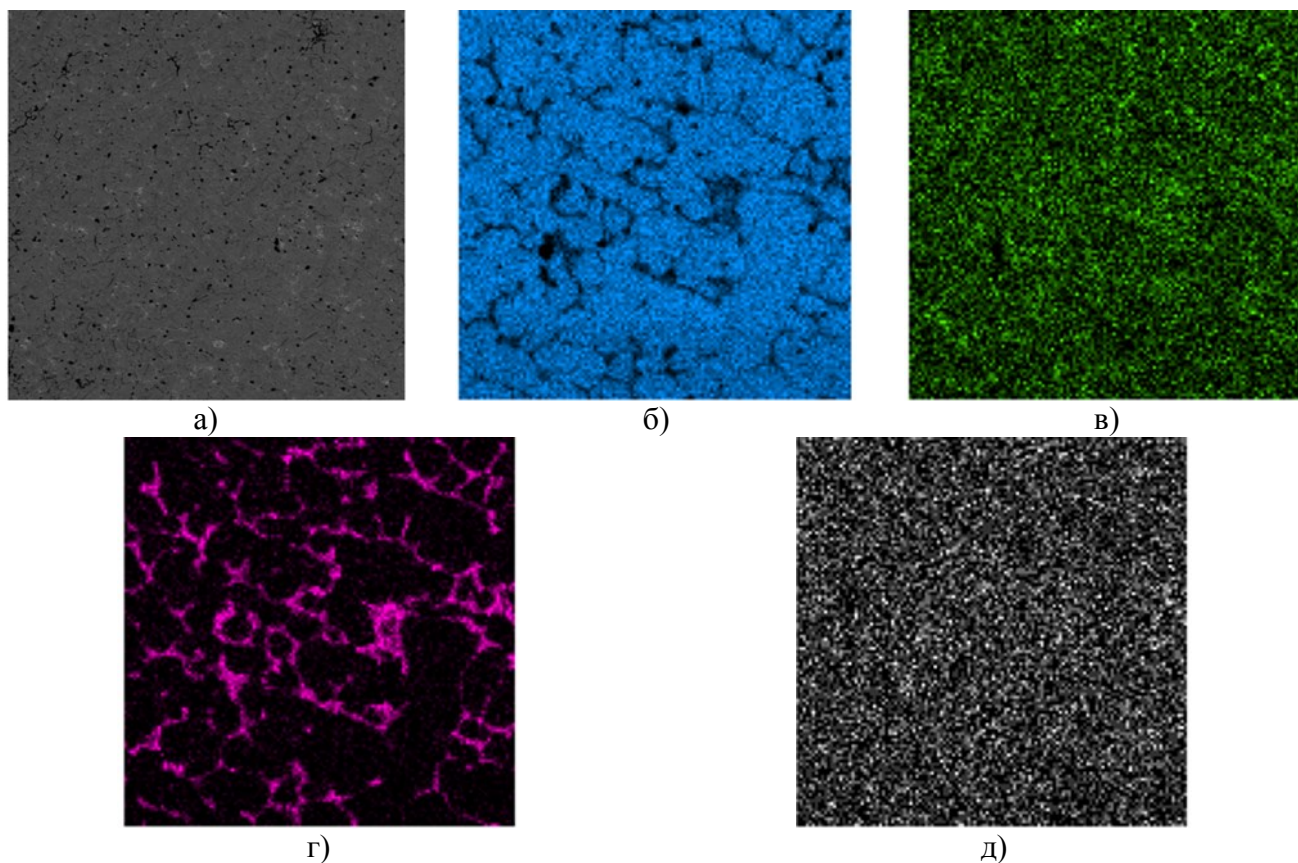


Рисунок 4.11 – Электронное изображение и распределение элементов в характеристическом излучении (увеличение 200мкм в 1 см) в состоянии после наплавки и высокотемпературного отпуска



а – анализируемая область; б, в, г, д – изображения анализируемой области, полученные в характеристических рентгеновских излучениях атомов железа, хрома, молибдена и вольфрама соответственно

Рисунок 4. 12 – Электронно – микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя

Здесь равномерное распределение имеют практически все легирующие добавки, в том числе и вольфрам. Вероятно, вольфрам в результате высокотемпературного отпуска перераспределился по объему материала. Об этом свидетельствуют и результаты количественного микрорентгеноспектрального анализа (таблица 4.2) [328, 329, 393].

Проведенные исследования показали, что в наплавленных сплавах отсутствуют поверхностные дефекты, дефекты в наплавленном металле и в зоне сплавления основного металла с наплавленным, а также и дефекты макро- и микроструктуры, обеспечено равномерное распределение легирующих элементов.

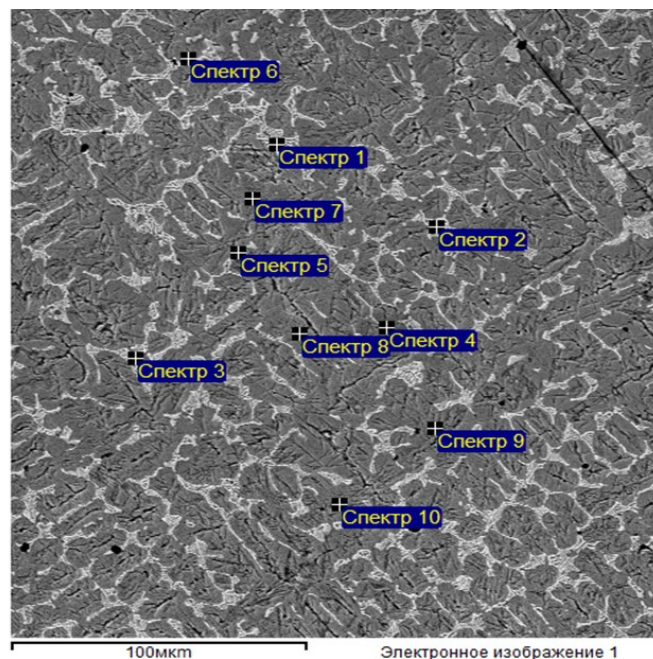


Рисунок 4.13 – Электронное изображение анализируемого участка при МРСА исследовании

Методом растровой электронной микроскопии проведены исследования морфологии поверхности и элементного состава стали 30ХГСА, наплавленной теплостойким сплавом Р18), легированном алюминием и азотом. Установлено, что в наплавленном металле основными фазами являются твердый раствор α -железа, карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена и алюминия.

Высокотемпературный отпуск наплавленного материала приводит к увеличению твердости, изменению формы и размера зерен, изменению количественного элементного состава и равномерному распределению химических элементов по объему материала. Равномерное распределение имеют практически все легирующие элементы. Структура наплавленного сплава при этом близка по своему составу к структуре теплостойкой стали Р18 в закаленном состоянии.

Таблица 4.2 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа теплостойкого сплава

	В	N	O	Al	V	Cr	Fe	Mo	W
Спектр	ста								
Спектр 1	Да		12,29	1,18		6,71	64,11		15,72
Спектр 2	Да		7,28			7,17	75,82		9,72
Спектр 3	Да		8,40		0,07	10,36	54,19	0,10	26,87
Спектр 4	Да	41,91		28,53	0,01	5,16	19,22	0,16	0,54
Спектр 5	Да	44,20	3,10	39,10	0,01	2,26	10,35	0,07	0,36
Спектр 6	Да	38,88		43,32	0,01	1,91	15,32	0,07	0,52
Спектр 7	Да			1,67	0,06	5,23	87,81	0,02	5,33
Спектр 8	Да			1,92	0,06	4,88	87,75	0,07	5,43
Спектр 9	Да			1,87	0,04	5,06	87,43	0,06	5,61
Спектр 10	Да			1,90	0,02	5,35	87,55	0,10	5,11
Макс.		44,20	12,29	43,32	0,07	10,36	87,81	0,16	26,87
Мин.		38,88	3,10	1,18	0,06	1,91	10,35	0,02	0,36

Все результаты в атомных %

4.4 Выводы по главе 4

1. Установлено, что распределение микротвердости во всех исследованных зонах наплавленного слоя отличается неравномерностью. Неравномерность микротвердости можно объяснить уменьшением степени легированности наплавленного металла низколегированным металлом основы в процессе многослойной наплавки по винтовой линии.

2. Установлено, что микротвердость металла в средней части наплавки и на поверхности (четвертый и пятый слои наплавленного металла) составляет в состоянии после наплавки 4,11 и 5,15 ГПа соответственно. Высокотемпературный отпуск приводит к превращению остаточного аустенита и выделению карбидов и карбонитридов. Микротвердость при этом возрастает до 5,69 и 6,47 ГПа. Микро-

твёрдость возрастает от микротвёрдости основы до микротвёрдости поверхностного слоя

3. Установлено, что в наплавленных темпlostойких сплавах основными фазами являются твёрдый раствор α -железа, карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия (переменного состава $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{N}$, FeWN_2 , $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ и $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$), твёрдые растворы на основе алюминия и фаза AlN .

Все соединения имеют кубическую структуру Fd-3m с большим параметром кристаллической решетки, около 11 Å.

4. Высокотемпературная обработка (отпуск) наплавленного сплава приводит к изменению фазового состава, изменению параметра кристаллической решетки, размеров блоков когерентного рассеяния, изменению внутренних упругих напряжений. Установлено, что ОКР изменяется в пределах 25 – 100 нм, а $\Delta d/d$ в пределах 3 – 5. Это соответствует внутренним упругим напряжениям $\tau = \Delta d/d \times E$ (E – модуль Юнга), в среднем равным 600 – 1000 МПа. Расстояние между дефектами также невелико и составляет 25 – 50 нм в состоянии после наплавки и около 100 нм в термообработанном металле. Высокотемпературный отпуск приводит к существенному уменьшению дефектов в металле, что в свою очередь, ведет к снижению уровня внутренних упругих напряжений (с 1000 до 600 МПа).

5. Проведенные исследования показали, что в наплавленном сплаве, на его поверхности и в зоне сплавления основного металла с наплавленным металлом отсутствуют дефекты наплавки (поры, трещины, шлаковые включения), а также и дефекты макро- и микроструктуры, обеспечено равномерное распределение легирующих элементов.

6. Количество легирующих элементов хрома, молибдена, ванадия, алюминия, азота, определенное методом МРСА, колеблется около значения для исходного сплава Р18Ю.

5. ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОКАТНЫХ ВАЛКАХ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ АКТИВНОГО РАБОЧЕГО СЛОЯ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ

Результаты исследований напряженного состояния в прокатных валках, приведенные в главе 5 опубликованы в работах [224, 331 – 338, 342 – 346, 357, 358].

5.1 Напряженное состояние в наплавленных рабочих валках холодной прокатки

Остаточные напряжения оказывают существенное влияние на долговечность рабочих валков холодной прокатки. При высоком уровне и неблагоприятном распределении, суммируясь с контактными и тепловыми напряжениями, они могут вызвать преждевременное разрушение активного слоя вала. Знание величины и характера распределения остаточных напряжений и умение в определенной мере управлять процессом их формирования позволяют снижать их негативное влияние на долговечность валков. Особенно это важно при изменении технологического процесса изготовления валков (способа закалки, наплавки активного слоя и т.д.), замене марки валковой стали. Поэтому одним из способов повышения надежности и долговечности рабочих валков станов холодной прокатки является создание в них благоприятного напряженного состояния [224]. Обычно для изготовления цельнокованных прокатных валков применяют стали типа сталей 9Х, 9Х2В и т.п. Необходимая высокая и равномерная твердость рабочего слоя, его глубина, благоприятное напряженное состояние в валках достигается различными способами термической обработки. Ряд этих проблем, в частности по обеспечению благоприятного напряженного состояния, может решить плазменная наплавка рабочего слоя теплостойкими сталями высокой твердости.

В работе проведено определение напряженного состояния в рабочих валках холодной прокатки, изготовленных по описанной выше технологии. Для определения остаточных напряжений в валках холодной прокатки применяют расчетные; экспериментальные неразрушающие; экспериментальные разрушающие [224, 330 – 337]. Применение расчетных методов ограничивается отсутствием многих экспериментальных данных, учитывающих специфику процесса наплавки. Большинство данных по остаточным напряжениям в валках получено методами, связанными с разрушением изделий. К этой группе способов, нашедшей применение в области наплавки, следует в первую очередь отнести метод Давиденкова – Закса, использование которого в данном случае является затруднительным из-за сложности механической обточки наплавленного слоя с твердостью 62 – 64 HRC.

Для определения остаточных напряжений в наплавленных валках с высокой поверхностной твердостью выбран метод канавки, разработанный О.Н. Михайловым [330]. Определение остаточных напряжений методом канавки основано на перераспределении напряжений из основных в новые вблизи концентратора. В качестве концентратора выбрана одна неглубокая прямолинейная канавка. Метод канавки предназначен для определения остаточных напряжений в поверхностном слое исследуемого объекта.

Для определения величины и характера распределения остаточных напряжений в наплавленных рабочих валках холодной прокатки с высокой твердостью активного слоя (55 – 64 HRC) в работе использовали метод канавки, наносимой с помощью электроэрозионной резки медным пластинчатым электродом, при этом диски для исследований из наплавленного вала вырезаются анодно – механической резкой. Остаточные напряжения исследовались в средней части бочки, удаленной от торцов не менее чем ее диаметр. Диск для исследований толщиной 20 мм вырезался из средней части бочки вала анодно-механической резкой в рабочей жидкости на станке модели 4840.

Остаточные напряжения в наплавленных валках, обладающих высокой твердостью, определяли усовершенствованным методом канавки [333] по методике, состоящей из следующих основных операций: 1 – вырезка диска из средней

части бочки вала анодно-механической резкой; 2 – подготовка поверхности диска шлифовкой и полировкой; 3 – наклейка тензодатчиков и сборка измерительной схемы; 4 – нанесение прямолинейной канавки электроэрозионной резкой медным пластинчатым электродом толщиной 0,6 – 0,8 мм на различных глубинах; 5 – измерение дополнительных деформаций в тангенциальном направлении при глубинах h_i и h_j канавки измерителем деформаций АИД; 6 – расчет тангенциальных напряжений в диске по формуле метода канавки; 7 – расчет компонентов остаточного напряженного состояния в целом в валке по уравнениям метода канавки.

Для дисков тангенциальные напряжения рассчитываются с использованием метода канавки по формуле (5.1) с учетом конкретных размеров и формы канавки [330]:

$$\sigma_0^H = \frac{E\delta_e \Delta D_{0,i-j}}{\Delta V_{0,i-j}}, \quad (5.1)$$

где $D_{0,i-j} = D_{0i} - D_{0j}$, D_{0i} и D_{0j} – дополнительные деформации, измеренные в тангенциальном направлении при глубинах h_i и h_j канавки, выраженные в делениях реохорда измерителя деформаций АИДа; V_i и V_j – коэффициенты чувствительности метода канавки, определяемые для данного датчика при конкретном его расположении относительно канавки глубиной h_i и h_j с использованием зависимости, представленной в работе [330]; $\delta = 10^{-5}$ – чувствительность прибора; E – модуль упругости наплавленного металла.

Деформации измеряли автоматическим прибором АИД-4. Использовали проволоочные датчики сопротивления 2ПКБ-10-200 с базой 10 мм. Остаточные напряжения исследовали в средней части бочки, удаленной от торцов не менее чем ее диаметр. Датчики наклеивали вдоль канавки с двух сторон для увеличения числа экспериментальных точек в наплавленном металле. Число экспериментальных точек при такой схеме размещения датчиков на диске диаметром 100 мм может достигать 40. Модуль упругости наплавленного сплава Р18 принимали равным $22,1 \times 10^4$ МПа, а основного металла стали 30ХГСА-20, 2×10^4 МПа. Полученные данные обрабатывали по специально разработанной программе.

Исследования напряженного состояния проводили методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на приборе ДРОН-3 [328, 329]. Для исследований образцы из наплавленного диска разрезали на электроискровом станке в керосине на несколько частей. Затем механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, а затем электролитическим способом стравливали деформированный слой. Для электрополировки образцов из наплавленного металла использовали электролит состава 80 мл H_3PO_4 + 6 г Cr_2O_3 + 14 мл H_2O . Электрополировку всех типов покрытий проводили при напряжении на электродах 10 – 70 В.

Исследования методом рентгеноструктурного анализа проводили по определенной схеме: поверхность; центральная часть наплавки; зона сплавления наплавленного металла с основным со стороны наплавки. Съемка дифрактограмм исследуемых покрытий проводилась при непрерывном 2θ -сканировании с фокусировкой по Брэггу–Брентано в излучении медного анода (длина волны излучения $\text{Cu K}\alpha \lambda = 1,54051 \text{ \AA}$). Идентификация кристаллических фаз проводилась с использованием базы данных JCPDS PDF-2 структурного банка данных ICDD. Методом РСА были определены параметры кристаллической решетки, микродеформация кристаллической решетки, размер блоков когерентного рассеяния. Для расшифровки рентгенограмм использовали банк данных JCPDS и PDF [328].

На рисунке 5.1 представлена эпюра тангенциальных напряжений в диске, полученная на основе обработки результатов по девяти дискам, вырезанным из трех наплавленных валков стана холодной прокатки диаметром 100 мм. Видно, что в наплавленном слое наблюдаются достаточно высокие сжимающие напряжения, достигающие значений 550 – 600 МПа вблизи поверхности. На расстоянии, соизмеримом с толщиной наплавленного слоя (примерно 10 мм), сжимающие напряжения переходят в растягивающие напряжения. Максимальная величина растягивающих тангенциальных напряжений в основном металле достигает 200 МПа.

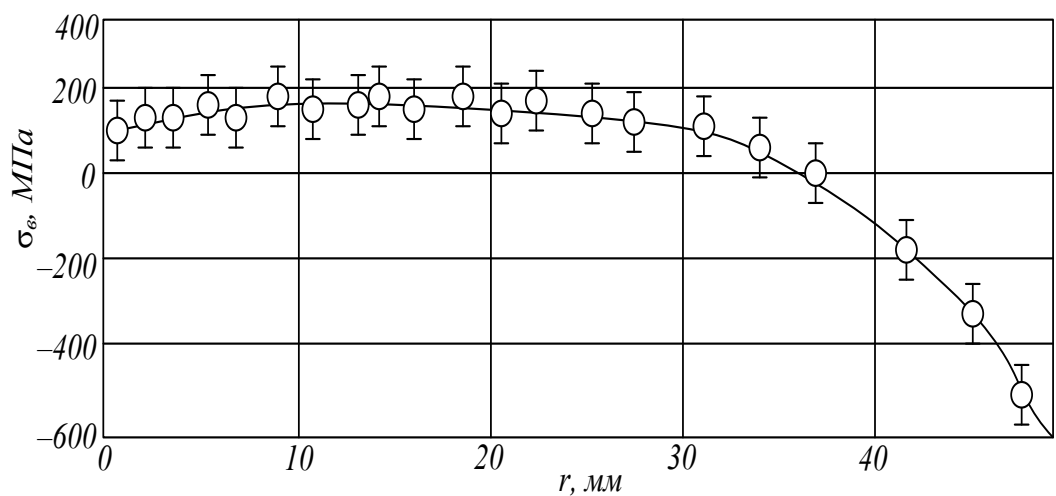
По экспериментальной эпюре распределения тангенциальных напряжений в диске рассчитывали компоненты остаточного напряженного состояния в целом в валке [330] по уравнениям:

$$\Sigma r = \sigma r^H - \sigma r^D; \quad (5.2)$$

$$\Sigma \theta = \sigma \theta^H - \sigma \theta^D; \quad (5.3)$$

$$\Sigma z = \sigma z^H - \sigma z^D; \quad (5.4)$$

где σ_r , σ_θ , и σ_z – радиальные, тангенциальные и осевые напряжения соответственно; индексы «н» относятся к напряжениям в диске, «0» – к напряжениям в целом валке, «д» – к дополнительным напряжениям.



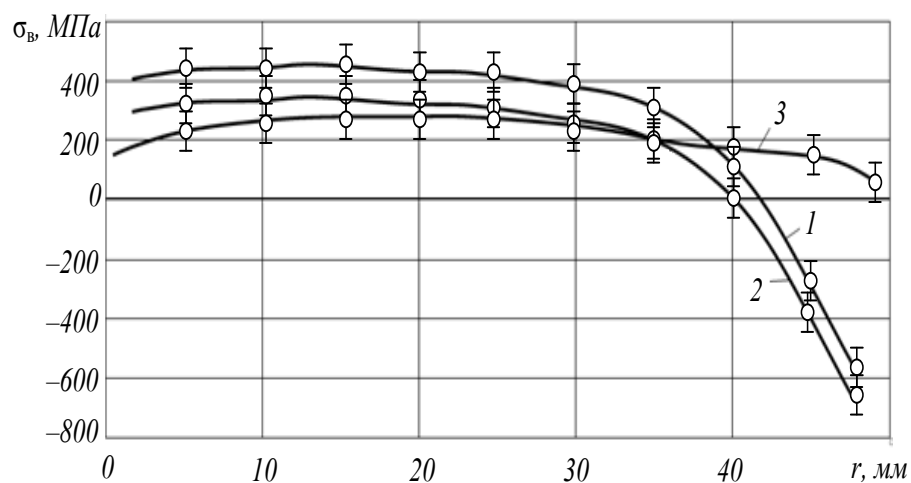
Расстояние от центра диска, r мм

Рисунок 5. 1 – Эпюра тангенциальных остаточных напряжений в диске

Неизвестные, входящие в эти уравнения, определялись по соответствующим формулам из работы [330]. На рисунке 5.2 приведены характерные эпюры остаточных напряжений для партии наплавленных рабочих валков. Закон изменения осевых и тангенциальных напряжений в валке соответствует распределению тангенциальных напряжений в диске с максимальным значением сжимающих напряжений около 700 МПа.

Для распределения объемных напряжений по сечению наплавленного валка характерен достаточно плавный переход сжимающих напряжений в наплавленном слое к растягивающим напряжениям в основе валка. Максимальные растягивающие напряжения расположены в основном металле на

глубине около 30 мм от поверхности и составляют $\sigma_z = 480$ МПа; $\sigma_\theta = 400$ МПа; $\sigma_r = 240$ МПа. Такое распределение остаточных напряжений в наплавленных валках можно объяснить особенностями технологии их изготовления, и в первую очередь применением многослойной плазменной наплавки и высокотемпературного отпуска. Как известно, создание в поверхностном слое сжимающих напряжений, обеспечение достаточно плавного перехода их в растягивающие и предотвращение образования резкого пика растягивающих напряжений, реализованное в технологическом процессе изготовления наплавленных валков, способствует повышению их долговечности [224].



1 – осевые напряжения, 2 – тангенциальные напряжения, 3 – радиальные напряжения

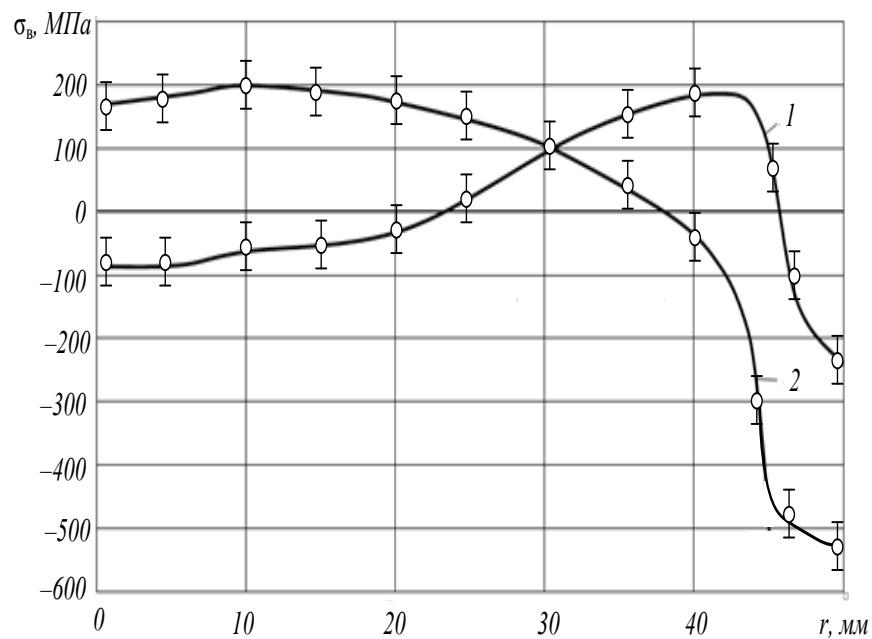
Рисунок 5.2 – Распределение объемных напряжений по сечению наплавленного вала

На рисунке 5.3 приведена эпюра тангенциальных остаточных напряжений в рабочих валках холодной прокатки, изготовленных по традиционной технологии с применением закалки из стали 9Х (кривая 1) и изготовленных с применением наплавки (кривая 2) [224, 331].

Как видно из приведенных данных, напряженное состояние в наплавленных валках более благоприятно для их работоспособности, чем в валках, изготовленных по традиционной технологии. В закаленных валках наблюдается

резкий пик перехода сжимающих напряжений в растягивающие напряжения, что, как известно [224], негативно сказывается на работоспособности валков.

Характеристики напряженного состояния наплавленного в среде азота теплостойкого сплава после наплавки и наплавки с высокотемпературным отпуском, определенные методом рентгеноструктурного анализа, представлены в таблице 5.1.



1 – валок, изготовленный по традиционной технологии с применением закалки, 2 – наплавленный валок

Рисунок 5.3 – Эпюра тангенциальных остаточных напряжений в рабочих валках холодной прокатки

Ширина рентгеновских линий позволяет определить искажения кристаллической решетки двух типов: во – первых, внутренние упругие напряжения, во – вторых, размер областей когерентного рассеяния (ОКР). Последняя величина является обратной по отношению к расстоянию между дефектами. В таблице 5.1 обозначены $\Delta d/d$ – микроискажения кристаллической решетки; d – межплоскостное расстояние; Δd – изменение межплоскостного расстояния; D – размер областей когерентного рассеяния.

Из таблицы 5.1 видно, что ОКР изменяется в пределах от 25 до 100 нм, а $\Delta d/d$ в пределах от 1,7 до 4,8. Это соответствует внутренним упругим напряжениям $\tau = \Delta d/d \times E$ (где E – модуль Юнга), в среднем равным 540 – 940 МПа. Иными словами, уровень внутренних упругих напряжений достаточно высокий в наплавленном материале непосредственно после наплавки (940 МПа). Примерно в два раза напряжения меньше в образцах с последующим высокотемпературным отпуском (540 МПа), который приводит к тому, что напряжения снимаются при высокотемпературном отпуске. Расстояние между дефектами также невелико и составляет 25 – 50 нм в исходном материале и около 100 нм в термообработанном материале, высокотемпературный отпуск приводит к существенному уменьшению дефектов в материале, что, в свою очередь, ведет к снижению уровня внутренних упругих напряжений.

Таблица 5.1 – Характеристики напряженного состояния наплавленного в среде азота теплостойкого сплава после наплавки и после наплавки с высокотемпературным отпуском

Режимы обработки	Состояние	$a, \text{\AA}$, $\alpha - \text{Fe}$	$D, \text{нм}$, $\alpha - \text{Fe}$	$\Delta d/d \times 10^{-3}$, $\alpha - \text{Fe}$	$\tau = \Delta d/d \times E$, МПа
Наплавка	Поверхность	2,885	25	3,3	730
	Центральная часть наплавки	2,869	50	4,8	1060
	Зона сплавления со стороны наплавки	2,868	50	4,7	1040
Наплавка с отпуском	Поверхность	2,887	100	1,7	380
	Центральная часть наплавки	2,880	100	3,0	660
	Зона сплавления со стороны наплавки	2,887	100	3,5	770

Исследования структурно – фазового состояния наплавленного в среде азота теплостойкого сплава [328] показали, что в наплавленном сплаве высокотемпературный отпуск приводит к изменению фазового состава, параметра кристалли-

ческой решетки, размеров блоков когерентного рассеяния и внутренних упругих напряжений.

Сравнение характеристик напряженного состояния, полученных усовершенствованным методом канавки и методом рентгеноструктурного анализа, показывает хорошо сопоставимые результаты (тангенциальные напряжения в диске с максимальным значением сжимающих напряжений около 700 МПа по методу канавки и 660 – 770 МПа по методу рентгеноструктурного анализа).

Сопоставимые результаты позволяют рекомендовать усовершенствованный метод канавки для определения напряженного состояния в наплавленных деталях с высокой твердостью поверхностного слоя.

Определение остаточных напряжений методами канавки и рентгеноструктурного анализа достаточно трудоемко, поэтому в работе построена математическая модель для определения распределения напряжений в наплавленных валках.

Для математического моделирования напряженного состояния вала использовалась программа «Статика и устойчивость оболочек вращения средней толщины», разработанная на кафедре математики и математического моделирования Кемеровского государственного университета и основанная на методе конечных элементов и теории оболочек типа Тимошенко [335]. Объект моделирования – наплавленный валок холодной прокатки диаметром 100 мм и длиной 315 мм рассматривается как оболочка вращения средней толщины. В программе задается меридиан оболочки, ее структура, механические характеристики, толщина наплавленного слоя, нагрузки и распределение температур для каждого из наплавляемых слоев. Материалом заготовки была сталь 30ХГСА; наплавленного слоя – сплав Р18. Оболочка разбивалась на конечные элементы с эрмитовой интерполяцией третьего порядка.

Для оценки адекватности построенной модели сравнили величины остаточных тангенциальных напряжений, полученных в натурном эксперименте и в результате численного моделирования (рисунок 5.4). Расхождение рассматриваемых величин в наплавленных слоях вала незначительно.

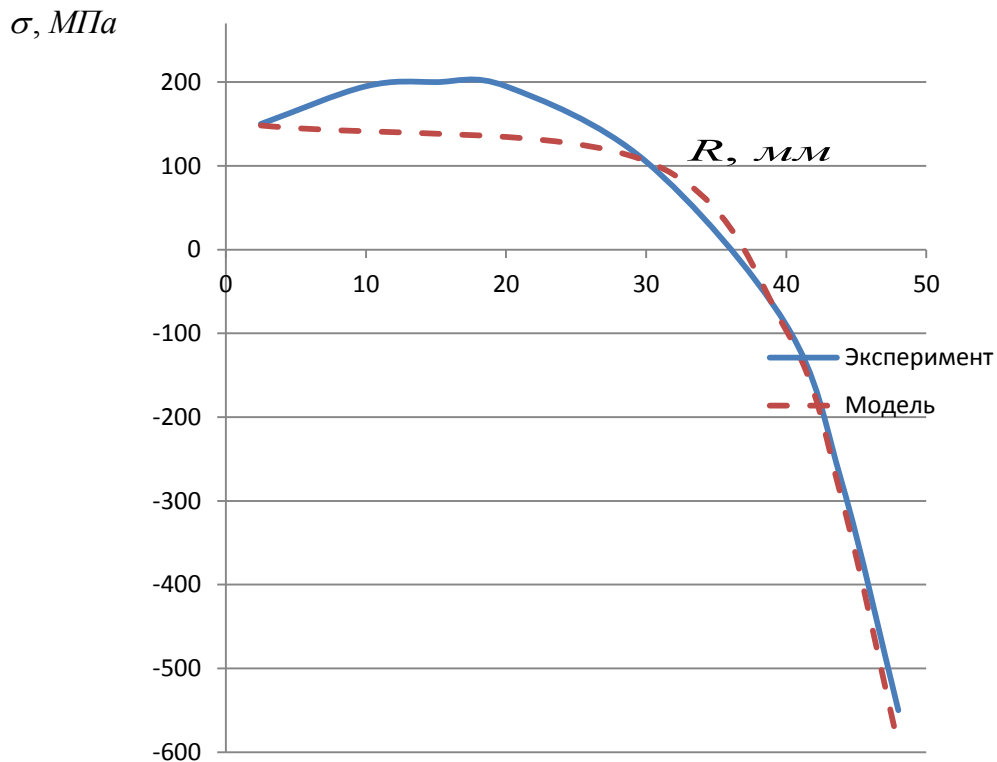


Рисунок 5.4 – Эпюры тангенциальных остаточных напряжений в наплавленном валке холодной прокатки (экспериментальная и расчетная)

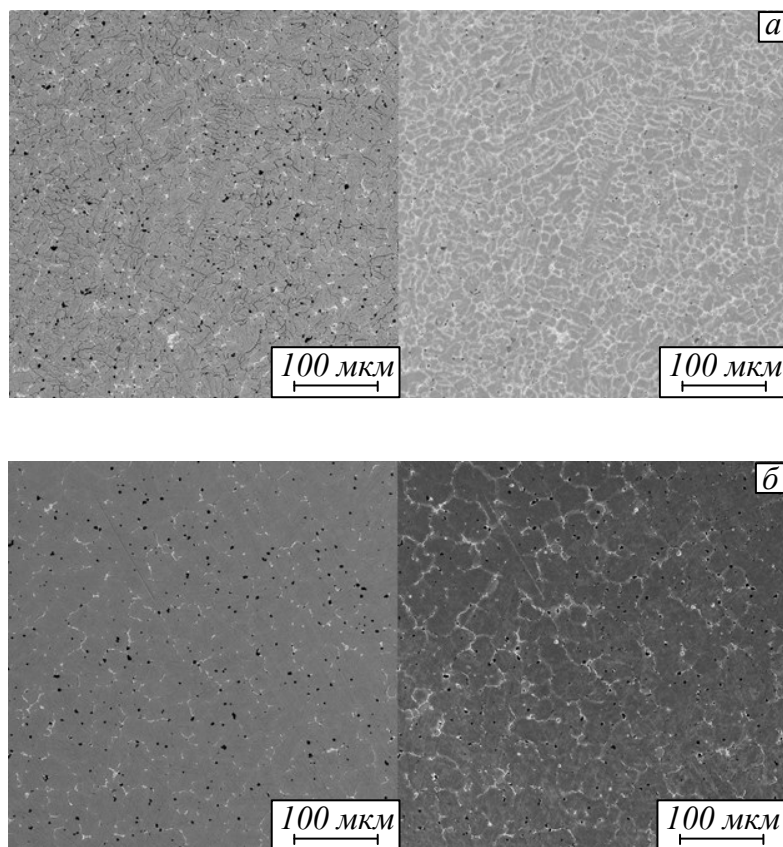
На рисунке 5.5 приведена структура наплавленного сплава после высокотемпературного отпуска в центральной части наплавленного слоя и в зоне сплавления наплавленного металла с основным металлом.

Как видно из рисунка 5.5, дефекты наплавки (поры, трещины, шлаковые включения) и дефекты структуры в наплавленном слое отсутствуют. Дефекты не наблюдаются как в центральной части наплавленного слоя, так и в зоне сплавления наплавленного металла с основным металлом.

Отсутствие дефектов также благоприятно сказывается на напряженном состоянии и стойкости наплавленных валков.

Опытно – промышленные партии наплавленных валков при испытаниях показали повышенную в 1,5 – 2,0 раза износостойкость по сравнению с валками, изготовленными по традиционной технологии с применением закалки. Повышение износостойкости наплавленных валков можно объяснить наличием в структуре твердого раствора α -железа и мелкодисперсных карбидов и карбонитридов на ос-

нове железа, вольфрама, хрома, молибдена и алюминия, а также созданием благоприятного напряженного состояния и сжимающих напряжений в поверхностном слое за счет реализации термического цикла плазменной наплавки в среде азота с низкотемпературным подогревом.



а – центральная часть наплавки, б – зона сплавления наплавленного металла с основным металлом

Рисунок 5. 5 – Структура наплавленного сплава после высокотемпературного отпуска

5.2 Повышение качества и долговечности наплавленных прокатных валков путем регулирования напряженного состояния в процессе их изготовления и эксплуатации

В настоящей разделе работы рассмотрены мероприятия, направленные на повышение стойкости изготовленных с применением плазменной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости рабочих валков холодной прокатки

путем регулирования в них напряженного состояния в процессе изготовления и эксплуатации [224, 338].

Регулирование напряженного состояния в наплавленных валках возможно на разных стадиях их жизненного цикла: в процессе проектирования конструкции валка; в процессе его изготовления с применением плазменной наплавки; в результате дополнительной термической или другой обработки; а также непосредственно в процессе его эксплуатации.

На стадии проектирования конструкции валка необходимо правильно определиться с выбором основного и наплавленного металла и толщины наплавленного слоя с учетом свариваемости, работоспособности, возможных структурных и фазовых превращений. Общие требования к конструкциям валков обычно изложены в соответствующих ГОСТах или технических условиях и их можно принять за основу при разработке конструкции валка, выбирая толщину наплавленного металла и его химический состав.

В разработанных в СибГИУ способах наплавки теплостойкими сплавами высокой твердости для предотвращения образования холодных трещин предложено использовать эффект сверхпластичности. Проявление эффекта повышенной пластичности («сверхпластичности») в процессе мартенситного превращения было отмечено при исследованиях свойств наплавленного теплостойкими сплавами высокой твердости металла на установках тепловой микроскопии типа ИМАШ (см. главу 3 и [224, 390 – 392].).

В главе 3 показано, что при охлаждении образцов из стали P18 с температуры 1200 °С наблюдается эффект сверхпластичности при фазовом превращении, который проявляется в снижении временных напряжений в интервале мартенситного превращения в полтора – два раза по сравнению с величиной напряжений, накопившихся в аустенитной области. При охлаждении образцов из стали 12X17 ввиду отсутствия фазового превращения в ней эффект сверхпластичности не проявляется.

Проведенные исследования легли в основу способов наплавки, которые позволяют предотвращать образование холодных трещин в процессе наплавки,

получать металл в закаленном состоянии и обеспечивать высокую твердость наплавленного металла при относительно несложной технологии наплавки. Разработанная технология позволяет упростить процесс наплавки, избежать образования трещин, позволяет максимально использовать свойства наплавленного высоколегированного металла и обеспечивает благоприятное напряженное состояние в наплавленных валках.

По предложенному термическому циклу, обеспечивающему регулирование напряженного состояния в процессе изготовления, были наплавлены рабочие валки стана холодной прокатки диаметром 100 мм. Толщина наплавленного слоя составляла 9 – 10 мм, дефекты наплавки отсутствовали. Глубина активного слоя с твердостью 63 – 65 HRC должна составлять примерно 9 – 10 мм, что соизмеримо с толщиной наплавленного металла. Заготовки под наплавку изготавливали из проката стали 30ХГСА круглого сечения диаметром 80 мм. В качестве наплавочного материала использовали порошковую проволоку ПП-Р18НЮ, обеспечивающую получение наплавленного металла типа теплостойких сталей высокой твердости.

В процессе производственных испытаний наплавленные валки показали в эксплуатации общую высокую стойкость и стойкость между перешлифовками, а также малый съем металла при перешлифовках, что свидетельствуют, на наш взгляд, о возможности применения в качестве наплавочного материала теплостойких сталей высокой твердости и перспективности нового технологического процесса изготовления валков с применением плазменной наплавки с регулированием напряженного состояния в процессе изготовления.

Большая часть испытанных валков (около 70 %), показав высокую стойкость, однако вышла из строя по причине разрушения рабочей поверхности. Очаги усталостного разрушения располагаются в ослабленной зоне сварного соединения – зоне сплавления основного металла и наплавленного, в которой резко меняются свойства металла. Биметаллический наплавленный валок состоит из относительно мягкой и вязкой сердцевины из низколегированной стали (30ХГСА) и активного рабочего слоя, в качестве которого применен

наплавленный сплав типа теплостойких сталей высокой твердости P18. В зоне термического влияния происходит резкое уменьшение твердости (до 20 – 25 HRC). При работе вала в нормальных условиях установившегося процесса прокатки происходит наклеп ослабленной зоны и накопление в ней усталостных изменений. В условиях резко увеличивающейся нагрузки напряжения достигают предельных значений, и происходит местное разрушение [224].

Второй причиной преждевременного выхода валков из строя явились отколы поверхностного слоя. Известно, что склонность к отслоениям и отколам поверхности бочки вала зависит главным образом от состояния поверхностного слоя, который формируется в процессе изготовления и эксплуатации. Валки, вышедшие из строя по отслоениям и отколам, были изготовлены в аналогичных условиях, что и валки, снятые с испытаний по естественному износу, поэтому, на наш взгляд, основная причина повреждения поверхности связана с неправильной эксплуатацией валков.

Некоторые исследователи считают, что основной причиной выхода валков из строя по отслоениям, отколам и выкрашиваниям является неблагоприятное распределение остаточных напряжений в поверхностных слоях вала. Проведенные нами исследования показали, что в наплавленных валках напряженное состояние достаточно благоприятное: сжимающие напряжения достигают порядка 550 МПа и на расстоянии, соизмеримом с толщиной наплавленного слоя, достаточно плавно переходят в растягивающие (180 МПа). Наличие в поверхностном слое наплавленных валков сжимающих напряжений с плавным переходом в растягивающие является, вероятно, одним из факторов, способствующих повышению их стойкости.

Дополнительные резервы повышения качества деталей, наплавленных теплостойкими сталями высокой твердости, заложены в процессе их эксплуатации за счет применения рекристаллизационного отжига [224, 235, 338].

Так, применение рекристаллизационного отжига в процессе эксплуатации наплавленных валков холодной прокатки приводит пластически деформированный металл в более устойчивое структурное состояние. При этом за

счет явления рекристаллизации полностью снимается наклеп зоны сплавления основного металла с наплавленным металлом, при этом структура металла и его свойства становятся аналогичными свойствам валка, который не был в эксплуатации. Рекристаллизационный отжиг полностью снимает наклеп в основном металле в зоне сплавления и восстанавливает его усталостную прочность до первоначальных значений. Устранение зоны наклепа предотвращает зарождение очагов усталостного разрушения и существенно снижает вероятность образования отслоений. Тем самым устраняется основная причина выхода валков из строя – наклеп переходной зоны, за счет чего стойкость их возрастает.

Нижняя граница предлагаемого температурного интервала ограничена температурой начала рекристаллизации основного металла (450 °C). Процессы рекристаллизации протекают тем быстрее, чем выше температура нагрева. Поэтому температуру отжига для снятия наклепа целесообразнее выбирать как можно выше, но не ниже, чем температура рекристаллизации. Применение более низкой температуры отпуска, меньшей, чем температура рекристаллизации, не позволяет полностью восстановить исходные свойства зоны сплавления, так как низкая температура нагрева и происходящий при этом возврат несколько повышают пластичность, но лишь рекристаллизация полностью восстанавливает исходную (до наклепа) пластичность металла.

Проведение дополнительного отжига наплавленного теплостойкими сталями высокой твердости рабочего слоя в указанном температурном интервале не вызывает снижения твердости и также способствует повышению его усталостной прочности. Увеличение температуры отжига выше температуры отпуска наплавленного металла приводит к снижению твердости наплавленного теплостойкими сталями поверхностного слоя. Твердость снижается вследствие распада мартенсита, коагуляции карбидов. Снижение твердости наплавленного слоя в свою очередь отрицательно сказывается на износостойкости прокатных валков.

Наплавленные валки необходимо подвергать рекристаллизационному отжигу после прокатки 80 – 90 % нормы металла, которая устанавливается для

каждого конкретного случая на основании статистических данных по стойкости валков. Ограничение срока службы наплавленного валка до отжига 80 – 90 % нормы прокатываемого металла объясняется следующим. При отработке валком менее 80% нормы прокатываемого на нем металла выход из строя по причине отслоения наплавленного слоя практически не наблюдается. Поэтому преждевременное снятие валка с эксплуатации снижает общий срок его службы. При отработке валком более 90% нормы прокатываемого на нем металла в некоторых случаях наблюдается зарождение усталостных трещин в наклепанном слое, которые не устраняются при отжиге и получают дальнейшее развитие в процессе эксплуатации уже в первые часы работы.

Таким образом, реализация предлагаемого способа регулирования напряженного состояния в процессе эксплуатации валков обеспечивает существенное повышение усталостной прочности основного металла и стойкости наплавленных валков станов холодной прокатки за счет предупреждений отслоений наплавленного слоя при сохранении его высокой твердости. Увеличение стойкости наплавленных валков позволяет, не смотря на введение дополнительной термической обработки в процессе эксплуатации валков, снизить расход валков в 1,6 – 1,9 раза и существенно снижает потребность в валках и затраты на их производство (авторское свидетельство № 11866663 Способ восстановления валков станов холодной прокатки) [224, 235].

Таким образом, регулирование напряженного состояния в процессе проектирования, изготовления и эксплуатации прокатных валков позволяет значительно повысить стойкость рабочих валков стана холодной прокатки, изготовленных с применением плазменной наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости в 1,5 – 2,0 раза.

5.3 Повышение качества и коррозионной стойкости деталей плазменной наплавкой с последующим азотированием

Процесс азотирования достаточно широко применяется в различных отраслях промышленности и имеет определенные преимущества перед другими спосо-

бами упрочнения тонкого поверхностного слоя. Обычно глубина азотированного слоя с микротвердостью 900–1200 HV не превышает величину 0,4–0,6 мм. Для азотирования наиболее широко применяют низколегированные стали (так называемые нитроллой типа стали 38ХМЮА). Основными легирующими элементами, определяющими свойства слоя после азотирования (твердость и глубину), являются вольфрам, молибден, хром, титан, ванадий и алюминий [339 – 346]. Изготовление деталей целиком из легированных сталей экономически нецелесообразно, т.к. максимальная глубина азотируемого слоя не превышает 1мм, и даже при многократном азотировании используется только часть поверхностного слоя (порядка 5 – 10 мм). В то же время для восстановления размеров и придания специальных свойств рабочему поверхностному слою широко используется плазменная наплавка. Сочетание процессов плазменной наплавки и азотирования открывает широкие возможности для экономии азотируемых сталей.

На увеличение твердости наплавленного металла положительно сказывается применение в качестве защитно – легирующей среды в процессе плазменной наплавки азота и введение в шихту порошковой проволоки алюминия в определенных пределах. В процессе наплавки происходит легирование наплавленного металла азотом непосредственно из газовой фазы, что позволяет дополнительно повысить твердость рабочего слоя изделия. Алюминий вводят в состав шихты порошковой проволоки для связывания избыточного азота в нерастворимые в жидком металле соединения, способные дополнительно упрочнять металл за счет образования мелкодисперсных частиц нитридов.

Известны составы порошковых проволок, специально разработанные для плазменной наплавки в среде азотсодержащих газовых смесей, которые обеспечивают высокую твердость и качество наплавленного металла. Использование таких порошковых проволок для плазменной наплавки и последующего азотирования экономически нецелесообразно, т.к. шихта содержит значительное количество хрома, вольфрама и молибдена (хром до 14%, молибден до 14% и вольфрам до 21%), остродефицитных и дорогостоящих компонентов. Плазменная наплавка обеспечивает получение высокой твердости, однако, не позволяет получить при

последующем азотировании наплавленного металла достаточную глубину азотированного слоя, твердость и нужную коррозионную стойкость для деталей, работающих в условиях абразивного износа и коррозии.

Наплавка порошковой проволокой такого типа обеспечивает получение твердости наплавленного металла после термообработки 64–65 HRC, что соответствует поверхностной твердости 780–830 HV [224]. Попытки использования данного наплавленного металла для последующего азотирования показали, что на высоколегированных сталях не удастся получить глубину слоя более 0,20–0,25 мм с твердостью после азотирования порядка 1100–1240 HV. Низкая поверхностная твердость после азотирования и небольшая глубина слоя приводит к пониженной износостойкости рабочей поверхности и к необходимости частого переазотирования поверхностного слоя. Кроме этого, максимальная твердость поверхностного слоя достигается за значительный промежуток времени. Максимальные твердость и глубина азотированного слоя достигаются при температуре азотирования 530–540°C за 16 ч. Многие детали металлургического оборудования после азотирования работают в условиях абразивного изнашивания и коррозии. Например, различные ролики линии правки прокатных цехов. Коррозионная стойкость металла, полученного с использованием данной проволоки, низкая и не превышает 500 ч.

Для увеличения глубины и повышения твердости азотированного слоя нами предложено в шихту порошковой проволоки для плазменной наплавки в азотсодержащих газовых смесях с целью последующего азотирования дополнительно ввести титан при следующем соотношении компонентов, масс, %: углерод 0,3–1,0; хром 2,0–6,0; молибден 2,0–8,0; ванадий 2,0–6,0; алюмофтористый натрий 2,0–12,0; алюминий; 8,0–24,0; титан 2,0–8; железо остальное [224, 234].

Следует отметить, что существенным недостатком процесса азотирования является его длительность. Повышение температуры насыщения интенсифицирует процесс. Метод высокотемпературного азотирования можно применять для сталей, легирующие элементы которых образуют твердые и устойчивые против коагуляции нитриды. Введение в состав шихты порошковой проволоки титана позволяет повысить температуру азотирования до 600°C, что без снижения твер-

дости диффузионного слоя и прочности основы значительно сокращает длительность процесса.

Азотированный слой титаносодержащих сталей обладает высокой коррозионной стойкостью в воде. Это обстоятельство играет существенную роль в работоспособности многих деталей металлургического оборудования.

Содержание титана в шихте порошковой проволоки выбрано исходя из того, что азотирование сталей с титаном вызывает образование диффузионных слоев, свойства которых зависят от соотношения титана и углерода. Наилучшие свойства имеет наплавленный металл с соотношением титана к углероду от 6,5 до 9,5. Стали с меньшим соотношением титана к углероду не обеспечивают требуемую твердость азотированного слоя, а при большем соотношении титана к углероду получают хрупкие диффузионные слои.

Введение повышенного количества алюминия объясняется необходимостью повышения твердости азотированного слоя и ускорения процесса азотирования, в то время как введение алюминия и алюмофтористого натрия в небольших количествах (1,0 – 4,5 % Al, 2,0 – 12,0 % Na_2AlF_3) позволяет лишь устранить поры и улучшить формирование наплавленного металла за счет предотвращения процесса азотного кипения сварочной ванны. При плазменной наплавке в азотсодержащих смесях, а также, главным образом, при последующем азотировании наплавленного металла происходит образование прочных мелкодисперсных нитридов AlN , ковалентные связи в которых обуславливают очень высокую их термическую устойчивость. Самостоятельные выделения нитрида алюминия образуются в азотированном слое только при содержании в сплаве примерно 8 – 10 % Al. Именно поэтому минимальное содержание алюминия в шихте порошковой проволоки ограничено 8 %. При меньшем содержании алюминия в шихте AlN не обнаружен. Нитрид AlN устойчив до очень высоких температур ($> 1800^\circ\text{C}$). Термически стойкие нитриды, т.е. не склонные к коагуляции нитриды, позволяют получить наиболее высокую твердость азотированного слоя. Легирование алюминием также способствует ускорению процесса азотирования. Наиболее быстрое образование и рост нитридов при 600°C протекает в системе Fe – Al.

Это объясняется различной диффузионной подвижностью легирующих элементов. Коэффициент диффузии при температуре азотирования у алюминия выше, чем, например, у хрома и молибдена [224, 234].

Кроме того, выплавка стали с высоким содержанием алюминия имеет значительные трудности. Для такой стали свойственны дефекты металлургического характера, столбчатый излом, загрязненность неметаллическими включениями, образование мелких трещин и волосовин в прокатке и т.д. При наплавке в азотсодержащих смесях удастся ввести в состав наплавленного металла повышенное содержание алюминия и получить плотный металл и хорошее формирование только при содержании алюминия в шихте порошковой проволоки менее 24 %.

Наилучшие результаты азотирования дает при комплексном легировании хромом, молибденом, ванадием, алюминием и титаном. Поэтому введение в состав шихты указанных элементов позволяет получить глубину азотированного слоя порядка 0,6 – 0,8 мм с микротвердостью $H_{200} = 1500 \div 1200$ МПа (таблица 5.2)

Изменение содержания алюминия и титана производили с учетом получения качественного наплавленного металла (хорошее формирование, плотный металл, высокая твердость и износостойкость), обеспечения необходимой глубины азотированного слоя и сокращения длительности операции азотирования при рациональном содержании компонентов шихты. Качество выполнения сварки плавлением металлических материалов, в том числе при применении других сварочных процессов, таких как наплавка, обеспечивалось согласно требований, установленных общими положениями ГОСТ Р ИСО 3834-1 – 2007 «Требования к качеству выполнения сварки плавлением металлических материалов. Часть 1. Критерии выбора соответствующего уровня требований».

Порошковая проволока для плазменной наплавки и последующего азотирования изготавливалась из стальной оболочки холоднокатаной ленты 0,8 кп размером 15×0,8 мм. Коэффициент заполнения порошковой проволоки шихтой приведенного выше состава составлял 30 – 35 %. Порошковая проволока обеспечивала получение наплавленного сплава типа 38ХМЮАТ.

Режим плазменной наплавки роликов линии правки: ток основной дуги 240 А; напряжение дуги 60 В; скорость наплавки 16 м/ч; скорость подачи порошковой проволоки 66 м/ч; длина дуги 20 мм; шаг наплавки 9 мм; расход плазмообразующего газа азота 20 – 25 л/мин; расход защитного газа аргона 6 – 8 л/мин. Наплавка производилась без предварительного подогрева. Трещины при этом отсутствовали. Формирование наплавленного металла хорошее. После наплавки детали имели твердость 25 HRC и хорошо обтачивались резцом. Контроль качества формирования наплавленного слоя проводился визуально в течение всего процесса наплавки, а также по темплетам, вырезанным из наплавленного металла. Азотирование проводилось после токарной обработки при температуре 600 °С в течение 12 ч, исключая промежуточную термообработку в виде закалки и отпуска. Образцы из наплавленного металла подвергались газовому азотированию. После азотирования производилось определение микротвердости и глубины азотированного слоя на приборе ПМТ-3, а также исследовалась коррозионная стойкость азотированного металла. Испытания на коррозионную стойкость производились путем определения изменения массы эталонных образцов из азотированной стали 38ХМЮА и исследуемых образцов наплавленного сплава 38ХМЮАТ после пребывания их 1000 ч в морской воде. После азотирования наплавленного металла, получаемого указанной порошковой проволокой, глубина азотированного слоя составила 0,6 – 0,8 мм при твердости $H_{200} = 1500 \div 1200$ МПа. Применение порошковой проволоки для плазменной наплавки поверхностного слоя деталей с последующим азотированием позволяет полностью исключить применение вольфрама и примерно на 50 % ограничить применение молибдена, уменьшить длительность процесса последующего азотирования с 16 до 12 ч, значительно повысить твердость и глубину азотированного слоя до $H_{200} = 1500 \div 1200$ МПа и 0,6 ÷ 0,8 мм против $H_{200} = 1240 \div 1100$ МПа и 0,2 ÷ 0,25 мм у стали 38ХМЮА соответственно, а также повысить износостойкость и коррозионную стойкость поверхностного слоя. Наплавленные и азотированные детали (ролики линии правки) показали высокие износостойкость и коррозионную стойкость, что указывает на эффективность комплекс-

ного применения плазменной наплавки с последующим азотированием [340 – 346].

Таким образом, попытки использования наплавленного металла для последующего азотирования показали, что на высоколегированных сплавах Р18Ю не удается получить глубину слоя более 0,20 – 0,25 мм с твердостью после азотирования порядка 1100 – 1240 HV. Поэтому введение дополнительной упрочняющей технологии в виде азотирования для наплавленных теплостойких сплавов целесообразно в том случае, когда требуется повышенная коррозионную стойкость поверхностного слоя [340 – 346].

Для плазменной наплавки поверхностного слоя деталей металлургического оборудования с последующим азотированием разработана низколегированная порошковая проволока ПП-38ХМЮАТ, которая позволяет повысить износостойкость и коррозионную стойкость поверхностного слоя.

Таблица 5.2 – Влияние содержания алюминия и титана в составе шихты на твердость, глубину и коррозионную стойкость азотированного слоя

Содержание алюминия и титана в шихте, %		Микротвердость азотированного слоя, HV	Глубина азотированного слоя, мм	Сравнительная коррозионная стойкость
8,0	2,0	1500 – 1200	0,6	2
16,0	5,0	1500 – 1200	0,7	2,2
24,0	8,0	1500 – 1200	0,8	2,4

Наплавленные и азотированные детали (ролики линии правки) показали высокие износостойкость и коррозионную стойкость, что указывает на эффективность комплексного применения плазменной наплавки низколегированной проволокой с последующим азотированием.

5.4 Ультразвуковая поверхностно-упрочняющая обработка наплавленных теплостойких сплавов

От физического состояния поверхностных слоев вала в значительной степени зависит его работоспособность в условиях действия больших контактных напряжений. Благоприятное сочетание физических свойств поверхностных слоев вала создается, начиная с выплавки стали и кончая финишными операциями его изготовления.

Кроме традиционного способа упрочнения активного слоя валков холодной прокатки – закалки, разработаны такие методы увеличения стойкости валков как улучшение химического состава валковой стали, высокотемпературная термомеханическая поверхностная обработка, перезакалка, бандажирование валков, плазменная наплавка валков холодной прокатки быстрорежущей сталью. Рабочие валков стана холодной прокатки, изготовленные с применением плазменной наплавки активного слоя порошковой проволокой ПП-9Х4В18АЮ по предложенной нами технологии, соответствуют требованиям ГОСТ 3541 – 79 к рабочим валкам холодной прокатки класса А как по твердости катающей поверхности, так и по глубине и качеству активного слоя [224].

Вместе с тем свойства теплостойкого наплавленного металла используются далеко не полностью. Остаются не разрешенными вопросы дальнейшего увеличения поверхностной твердости, благоприятного перераспределения остаточных напряжений и получения необходимой чистоты обработки за счет устранения таких микроконцентраторов напряжений на поверхности вала, как микротрещины, микропоры, царапины, остающиеся после финишной операции изготовления валков – абразивного шлифования.

В то же время в литературе имеется информация о положительных результатах в данном направлении при применении ультразвуковой чистовой и упрочняющей поверхностной обработке [347 – 356]. Актуальной является проблема оценки влияния ультразвуковой чистовой и упрочняющей поверхностной обработки на активный слой валков холодной прокатки, наплавленных быстрорежущей сталью, и возможностей применения данной операции в качестве финишной для технологического процесса создания рабочих валков холодной прокатки.

В работе рассматривается влияние на упрочнение и напряженное состояние наплавленного металла таких технологических факторов ультразвуковой чистовой и упрочняющей поверхностной обработки как, статическая сила прижима инструмента к детали, амплитуда смещения рабочего инструмента, окружная скорость вращения обрабатываемой детали (работа выполнена инженерами Шичкиным А.Ю. и Глуховым Г.И. под руководством Рудакова С.Г. и автора) [357 – 359].

5.4.1 Ультразвуковое упрочнение наплавленного металла

Перспективным направлением является использование энергии ультразвука для чистовой поверхностно-упрочняющей обработки деталей [347 – 356]. Под действием ультразвуковых колебаний резко снижается сопротивление поверхностных слоев металла пластической деформации, и поэтому при малой статической нагрузке удастся провести значительные пластические деформации.

Ультразвуковое упрочнение позволяет улучшить такие характеристики качества поверхностного слоя, как опорная поверхность, контактная жесткость, коэффициент трения скольжения и количество искажений в кристаллической решетке. Характерная особенность ультразвуковой чистовой и упрочняющей обработки – возникновение на поверхности упрочняемой детали быстро чередующихся деформацией сжатия и сдвига. Эффективность действия ультразвука объясняется снижением сопротивления поверхностных слоев металла пластическому деформированию и уменьшением коэффициента внешнего трения. Уменьшение сил трения вызвано изменением кинематики скольжения контактных поверхностей и характера взаимодействия трущихся поверхностей. При воздействии ультразвука с амплитудой 10 мкм скорость деформации поверхностных слоев металла возрастает на два порядка [347 – 356, 367 – 380].

При сообщении инструменту ультразвуковых колебаний динамические силы в несколько раз превышают статические нагрузки. Сложение статического напряжения с амплитудой знакопеременного напряжения в определенной части цикла делает суммарное напряжение достаточным для преодоления дислокациями потенциальных барьеров и более раннего пластического течения. Воздействие ультразвука может также активизировать движение дислокаций, задержанных на

препятствиях, способствовать зарождению дислокаций внутри существующих источников и таким образом облегчать процесс пластической деформации.

О механизме и природе сил, вызывающих снижение остаточных напряжений высказаны две гипотезы. Согласно первой процесс ультразвуковой обработки аналогичен вибрационному упрочнению, но с более высокой частотой. Согласно второй в обрабатываемой детали возникают упругие ультразвуковые колебания, при этом, как известно, снижается напряжение текучести материала. В пользу второй гипотезы свидетельствует то обстоятельство, что наблюдается повышение коррозионно–усталостной прочности при односторонней обработке со стороны, противоположной наплавке [347 – 356].

При наложении ультразвуковых колебаний из – за интенсивного образования всевозможных барьеров и препятствий, ограничивающих длину пробега дислокаций и повышающих их плотность в локальных объемах металла, происходит упрочнение металла. Дополнительное упрочнение при действии знакопеременных напряжений ультразвуковой частоты обусловлено ростом микроискажений кристаллической решетки. Увеличении количества циклов погружения плотность дислокаций в локальных объемах повышается до критического значения и достигается насыщение в упрочнении. При дальнейшем увеличении деформации функции ультразвука меняются: ультразвук снижает потенциальные барьеры для движения скопившихся дислокаций, что может приводить к некоторому разупрочнению, а в дальнейшем и к разрушению образца.

Из всех параметров режима ультразвукового упрочнения статическое усилие и амплитуда смещения оказывают основное влияние на шероховатость поверхности, степень и глубину наклепа, величину остаточных напряжений, возникающих в поверхностном слое металла и на другие его физико-механические свойства. Выбор статического усилия, амплитуды смещения шара определяют производительность обработки, подачи и скорость вращения детали, число проходов. Статическое усилие должно быть тем выше, чем менее пластичен исходный материал детали, чем выше исходная шероховатость, чем больше подача и скорость вращения детали. Ультразвуковое упрочнение обеспечивает большую

поверхностную микротвердость, большие остаточные напряжения сжатия и повышенную износостойкость при трении. Статическое усилие в процессе ультразвуковой обработки – основной параметр процесса, наиболее сильно влияющих на величину и характер распределения остаточных напряжений.

5.4.2 Разработка оборудования для ультразвукового упрочнения

Для проведения исследования влияния на твердость и напряженное состояние наплавленного слоя таких факторов ультразвукового упрочнения, как амплитуда смещения рабочего инструмента, окружная скорость вращения обрабатываемой детали и статистическая сила прижима инструмента к детали был использован универсальный ультразвуковой прошивной станок модели 4Д772Э.

В связи с тем, что станок модели 4Д772Э не предназначен для ультразвуковой поверхностно – упрочняющей обработки тел вращения, была произведена частичная модернизация данной установки. Изменение затронули привод продольной подачи станка и схему задающего генератора. Для контроля скорости вращения обрабатываемой детали и рабочей частоты задающего генератора использовались электронный тахометр ТЭСА и частотометр ЧЗ-33. Кроме того, для электронного тахометра ТЭСА был создан новый компактный фотоэлектрический датчик.

После произведенных изменений в конструкции установки на станке стало возможным производить ультразвуковую чистовую и упрочняющую поверхностную обработку тел вращения со следующими контролируемыми технологическими факторами: статическое усилие $P_n = 0 + 30 \text{ Н}$, амплитуда смещения рабочего инструмента $A = 0 + 50 \text{ мкм}$, рабочая частота задающего генератора $f = 20,5 + 27 \text{ кГц}$, скорость вращения обрабатываемой детали $V = 5 \div 20 \text{ м/мин}$; подача $S = 0,05 + 1 \text{ мм/об}$. В таком виде установка позволяла производить исследование влияния технологических факторов ультразвуковой поверхностно-упрочняющей обработки на образцах в виде дисков, вырезанных из наплавленных валков холодной прокатки.

Рабочий инструмент станка ультразвукового прошивочного модели 4Д772Э не может быть использован для поверхностно-упрочняющей обработки, так как

рабочая поверхность имеет довольно большие размеры (ширина 32 мм) и малую твердость (инструмент изготавливается из низкоуглеродистой стали). Это обуславливает малые удельные нагрузки на обрабатываемую деталь и быстрый выход из строя инструмента (износ приводит к изменению размеров инструмента, выходу его из резонанса и, соответственно, из строя). Для приложения удельных нагрузок достаточной концентрации рабочая часть инструмента должна иметь форму сферы [353, 357, 358] диаметром 1,5 – 10 мм. Шарики малого диаметра (1,5 – 2,5 мм) применяются при алмазном ультразвуковом выглаживании. Шарики больших диаметров должны иметь твердость не меньшую, чем обрабатываемая деталь (63 – 65 HRC). Этому требованию удовлетворяют шарики из сплава ВК8 (67 – 68 HRC) и закаленной шарикоподшипниковой стали ШХ15. Последние нельзя подвергать высокотемпературному нагреву из-за разупрочнения (высокотемпературного отпуска). На основании проведенных исследований была разработана технология изготовления рабочего инструмента рельефной контактной сваркой шарика из стали ШХ15 на машине МР-2517.

5.4.3 Исследования влияния ультразвуковой чистовой поверхностно-упрочняющей обработки на теплостойкий наплавленный металл

Исследования влияния ультразвуковой чистовой поверхностно-упрочняющей обработки на наплавленный металл осуществлялось на образцах в виде дисков из наплавленных валков холодной прокатки.

Ультразвуковая чистовая и поверхностно-упрочняющая обработка осуществлялась на модернизированном станке ультразвуковой обработки марки 4Д772Э. Режим обработки варьировали в пределах: $P_n = 5 \div 15$ Н; $A = 20 \div 50$ мкм; $V = 5 \div 20$ м/мин; $S = 0,05$ мм/об; $f = 22$ кГц. В процессе работы проводилось охлаждение рабочего инструмента и обрабатываемой детали поливом водой.

Определение остаточных напряжений в наплавленных валках проводилось по методу канавки. Стойкость валков холодной прокатки определяется твердостью и толщиной активного слоя, поэтому проводились замеры твердости (HRC) бочки диска и распределения микротвердости (H_{100}) вглубь обработанного слоя.

Твердость обработанного наплавленного металла составляет 55 – 66 HRC. Замер твердости приводился на приборе ТК-2М. Для исследования распределения микротвёрдости производилась вырезка образцов определенных размеров (1,5×1,0×0,5 см). Для этого использовался станок универсальный электроэрозионный копировально-прошивной марки 4Г721М. Для исследования на приготовленных образцах распределения микротвердости по глубине обработанного слоя использовался прибор ПМТ-3.

5.4.3.1 Исследование влияния ультразвуковой упрочняющей обработки на остаточные напряжения наплавленных валков холодной прокатки

Как уже отмечалось, остаточные напряжения существенным образом влияют на стойкость валков холодной прокатки. Актуальным является вопрос создания на поверхности валка максимальных сжимающих напряжений и увеличения глубины залегания остаточных сжимающих напряжений. Ультразвуковая поверхностная упрочняющая обработка должна способствовать выполнению этой задачи.

Напряженное состояние необработанного ультразвуком диска, вырезанного из валка холодной прокатки, показано на рисунке 5.1. Видно, что в наплавленном диске уже имеется благоприятная схема напряженного состояния. Сжимающие остаточные напряжения у поверхности диска постепенно снижаясь, переходят на глубине ~ 10 мм в растягивающие, которые достигают максимального значения в центре диска (~100 – 200 МПа). Величина максимальных сжимающих напряжений достаточно велика (~550 – 600 МПа). После ультразвуковой поверхностной упрочняющей обработки в диске сохранилась благоприятная эпюра напряжений, однако, возросли максимальные тангенциальные сжимающие остаточные напряжения, увеличилась и глубина залегания тангенциальных сжимающих остаточных напряжений. Соответственно возросли и растягивающие напряжения в глубине диска, но поле их действия сдвинулось вглубь слоя. В целом результаты исследований показали, что ультразвуковая поверхностная обработка приводит к перераспределению эпюры напряжений в валках холодной прокатки. Возрастают мак-

симальные сжимающие напряжения, и растет глубина их залегания. Поле действия растягивающих остаточных напряжений сдвигается к центру диска. Однако следует отметить, что использованный метод не позволил замерить напряжения в непосредственной близости (менее 1 мм) от поверхности диска.

Проведенные исследования показали возможность регулирования эпюры остаточных напряжений в валках холодной прокатки при помощи ультразвуковой поверхностной обработки

5.4.3.2 Исследование влияния технологических факторов ультразвуковой поверхностной обработки на упрочнение активного слоя наплавленных валков холодной прокатки

Одним из показателей прочности при испытаниях валков холодной прокатки является твердость поверхностного валка. В процессе исследований в качестве характеристик прочности принимались твердость поверхности валка по Роквеллу (HRC) и микротвердость поверхностного слоя (H_{100}).

При поверхностном упрочнении величина твердости HRC является интегральным показателем, характеризующим не только твердость поверхности, но и глубину упрочненного (разупрочненного) слоя, а также зависит от твердости подповерхностных слоев, не подвергшихся ультразвуковой обработке. При замере твердости HRC у образцов, имеющих слишком тонкий упрочненный слой, последний будет продавлен и прибор покажет твердость более глубоких слоев. Замер твердости образцов производится на приборе ТК-2М при нагрузке на алмазную пирамидку 150 Н, отсчет – по шкале С. График зависимости твердости HRC образцов от амплитуды ультразвуковых колебаний приведены на рисунке 5.6.

Полученные зависимости не позволяют сделать однозначные выводы о влиянии технологических факторов ультразвуковой поверхностной упрочняющей обработки на твердость образцов. Из графика (рисунок 5.6) можно сделать вывод, что наибольший интерес представляет область амплитуд $A = 20$ мкм – здесь присутствует как наибольшее упрочнение так и наибольшее разупрочнение, т.е. влияние ультразвуковых колебаний наиболее велико. Необходимо также отметить,

что для режима $V = 20$ м/мин; $A = 20$ мкм существует максимум упрочнения при нагрузке $P_H = 10$ Н [357, 358].

Для наиболее полного выявления технологических факторов ультразвуковой поверхностной обработки на упрочнение наплавленного металла был проведен промер микротвердости H_{100} по толщине обработанных образцов. Замеры производились на приборе ПМТ-3, при нагрузке на алмазную пирамиду $P = 1$ Н и выдержке $t = 10$ с. В качестве показателя упрочнения поверхностного и подповерхностного слоев были определены средние значения микротвердости H_{100} для слоев глубиной 0 – 100 мкм и 100 – 200 мкм от поверхности.

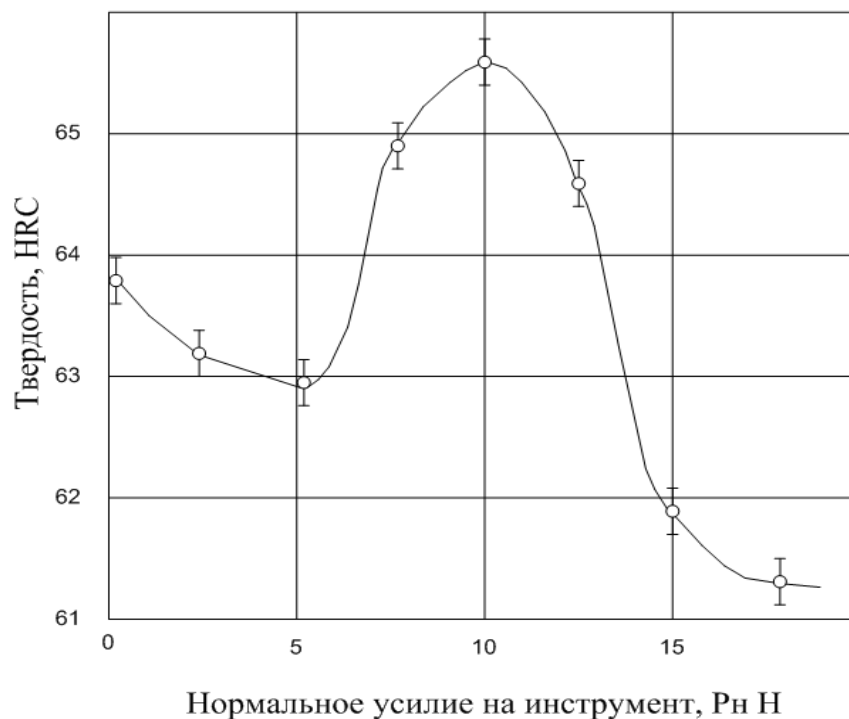


Рисунок 5.6 – Изменение твердости наплавленного металла в зависимости от параметров ультразвуковой обработки ($V = 20$ м/мин; $A=20$ мкм)

Из зависимости средней микротвердости H_{100} для поверхностного слоя глубиной 100–200 мкм от поверхности от амплитуды ультразвуковых колебаний (рисунок 5.7) можно сделать вывод о большем упрочнении при ультразвуковой обработке с амплитудой $A = 20$ мкм для любых режимов.

В то же время при ультразвуковой обработке на малых скоростях $V = 5$ м/мин упрочненная зона смещается вглубь образца, и на его поверхности появля-

ется зона разупрочнения. Следует отметить, что чрезмерное увеличение интенсивности ультразвуковой обработки (т.е. увеличение амплитуды и силы прижатия, а также уменьшение скорости подачи) приводит к разупрочнению поверхностного слоя наплавленного металла.

Замечено, что характер зависимостей средней микротвердости поверхностного (глубиной 0 – 100 мкм) и подповерхностного (глубиной 100–200 мкм) слоев от технологических факторов ультразвуковой обработки сохраняется, расхождения в значениях не принципиальны.

Микроструктура наплавленного сплава до (а) и после ультразвуковой поверхностной упрочняющей обработки (б) (установка Эпиквант) приведена на рисунках 5.8 и 5.9.

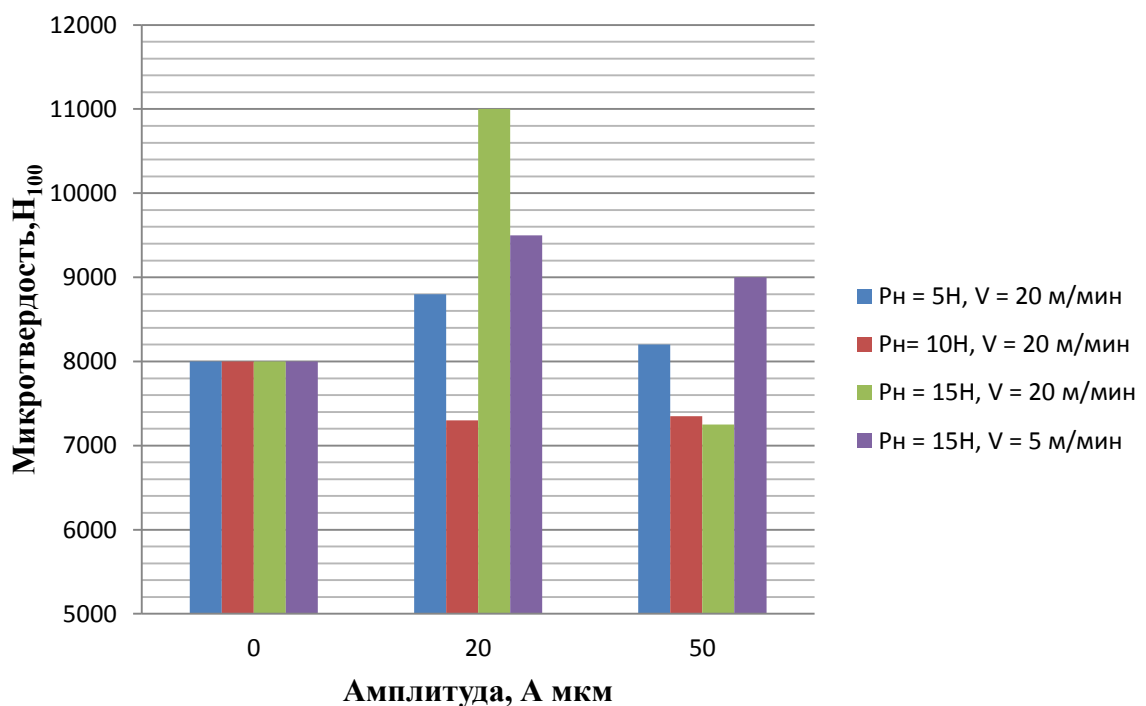


Рисунок 5.7 – Зависимость средней микротвердости подповерхностного слоя глубиной 100 – 200 мкм от амплитуды ультразвуковых колебаний

Проведенные исследования показали, что влияние ультразвуковой обработки на упрочнение наплавленного металла нельзя оценивать однозначно. При определенных значениях интенсивности ультразвуковой обработки возможно снижение тех или иных показателей упрочненного слоя. Однако существует

область оптимальных значений (нормальное усилие на инструмент $P_n = 10 \text{ Н}$, амплитуда колебаний $A = 20 \text{ мкм}$, скорость обработки $V = 20 \text{ м/мин}$) технологических факторов ультразвуковой поверхностной обработки, в пределах которой наблюдается резкое увеличение всех характеристик упрочненного слоя наплавленного металла. Механизм ультразвукового поверхностного упрочнения аналогичен действию наклепа. При пластической деформации происходит измельчение зерна, дробление крупных дендритов, кроме того дополнительное упрочнение обусловлено ростом микроискажений кристаллической решетки. Эффективность ультразвука объясняется снижением сопротивления поверхностных слоев металла поверхностному деформированию. Это вызвано изменением кинематики деформирования поверхностных слоев, а также возникновением в обрабатываемой детали упругих ультразвуковых колебаний.

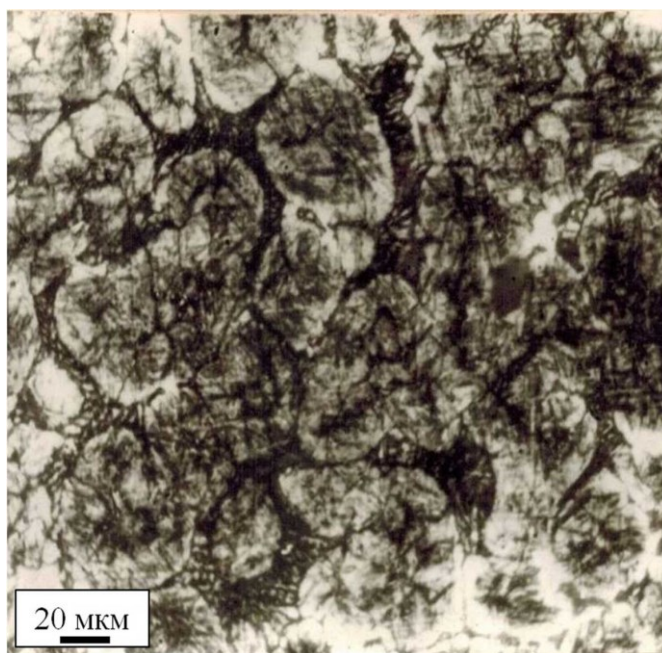


Рисунок 5.8 – Микроструктура наплавленного сплава до ультразвуковой поверхностной упрочняющей обработки

Проведенные исследования показали возможность получения благоприятной эпюры остаточных напряжений, увеличения твердости и микротвердости поверхности обработанных ультразвуком образцов, получения оптимальной микроструктуры поверхностного слоя наплавленного металла. На оптимальных

параметрах процесса при базовой твердости наплавленного металла 64 HRC возможно ее увеличение на 1 – 2 HRC, что является резервом повышения эксплуатационных характеристик наплавленных валков [357,358].

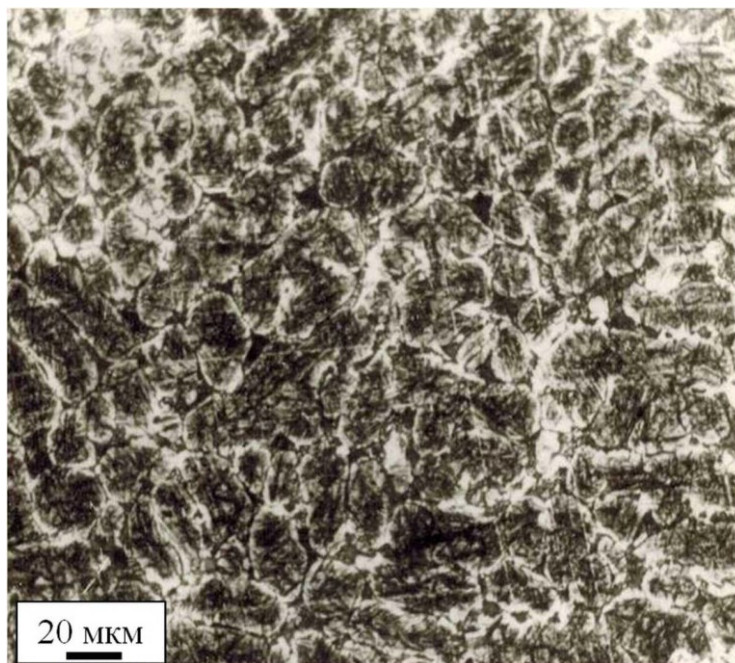


Рисунок 5.9 – Микроструктура наплавленного сплава после ультразвуковой поверхностной упрочняющей обработки

5.5 Выводы по главе 5

1. Для определения величины и характера распределения остаточных напряжений в наплавленных рабочих валках холодной прокатки с высокой твердостью активного слоя (55 – 64 HRC) рекомендуется метод канавки, наносимой с помощью электроэрозионной резки медным пластинчатым электродом, при этом диски для исследований из наплавленного валка вырезаются анодно – механической резкой.
2. Сравнение характеристик напряженного состояния, полученных усовершенствованным методом канавки и методом рентгеноструктурного анализа, показало хорошо сопоставимые результаты (тангенциальные сжимающие напряжения около 700 МПа по методу канавки и 660 – 770 МПа по методу рентгеноструктурного анализа).

3. Результаты оценки напряженного состояния в наплавленных валках физическими методами (методами канавки и рентгеноструктурного анализа) подтверждены расчетами напряженного состояния вала по программе «Статика и устойчивость оболочек вращения средней толщины»,
4. Регулирование напряженного состояния в процессе проектирования, изготовления и эксплуатации прокатных валков позволяет значительно повысить стойкость рабочих валков стана холодной прокатки, изготовленных с применением плазменной наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости.
5. Регулирование напряженного состояния в наплавленных валках в процессе их изготовления предложено проводить за счет использования эффекта сверхпластичности путем кратковременного снижения температуры подогрева и определенной по времени выдержке при этой температуре.
6. Напряженное состояние в наплавленных валках в процессе эксплуатации регулируется за счет применения дополнительного рекристаллизационного отжига. Применение предлагаемых способов регулирования напряженного состояния позволило повысить стойкость изготовленных с применением плазменной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости рабочих валков холодной прокатки в 1,5 – 2,0 раза.
7. Использование наплавленного металла для последующего азотирования показало, что на высоколегированных сплавах P18 не удастся получить глубину слоя более 0,20 – 0,25 мм с твердостью после азотирования порядка 1100 – 1240 HV. Введение дополнительной упрочняющей технологии в виде азотирования для наплавленных теплостойких сплавов целесообразно в том случае, когда требуется повышенная коррозионная стойкость поверхностного слоя.
8. Для плазменной наплавки поверхностного слоя деталей с последующим азотированием разработана низколегированная порошковая проволока ПП-38ХМЮАТ, которая позволяет повысить износостойкость и коррозионную стойкость поверхностного слоя. Наплавленные и азотированные детали (ролики линии правки) показали высокие износостойкость и коррозионную стойкость, что

указывает на эффективность комплексного применения плазменной наплавки низколегированной проволокой с последующим азотированием.

9. Проведенные исследования показали, что влияние ультразвуковой обработки на упрочнение наплавленного металла нельзя оценивать однозначно. При определенных значениях интенсивности ультразвуковой обработки возможно снижение тех или иных показателей упрочненного слоя. Однако существует область оптимальных значений ($P = 10 \text{ Н}$, $A = 20 \text{ мкм}$, $V = 20 \text{ м/мин}$) технологических факторов ультразвуковой поверхностной обработки, в пределах которой наблюдается резкое увеличение всех характеристик упрочненного слоя наплавленного металла, которая при соответствующем уточнении и коррекции может быть использована для поверхностного упрочнения наплавленных валков холодной прокатки, что должно привести к увеличению стойкости валков.

6. ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЛЕКСНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ТЕПЛОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ

6.1 Ускоренные испытания деталей типа тел вращения на износостойкость и контактную прочность

В связи с длительностью испытаний валков холодной прокатки в производственных условиях и большими затратами на изготовление опытных экспериментальных партий возникает вопрос об ускоренных испытаниях валков холодной прокатки на лабораторных установках, позволяющих оценить долговечность деталей. Известные машины для испытания на износ и контактную прочность подразделяется на роликовые и шариковые (ролик по ролику или шар о шар), а также на машины, в которых плоская поверхность подвергается контактному нагружению при обкатке шарами [359 – 366]. Валки прокатных станов имеют цилиндрическую форму, поэтому более целесообразно использование роликовых испытательных машин, которые отличаются довольно простой конструкцией, сравнительно небольшими габаритами, высокой производительностью и подобной деталям формой исследуемых образцов. Наиболее широкое применение нашли отечественные роликовые машины типов МИ-1 М, СМЦ-2, МИД, МКВК, МКУ.

Однако роликовые машины обладают рядом недостатков, основными из которых являются: невозможность проведения испытаний цилиндрических образцов диаметром более 60 мм под нагрузками в широком диапазоне и с плавными регулировками нагрузки, удельного давления, скорости и величины проскальзывания, при сохранении постоянной ширины контактирующих дорожек; проведение испытаний только в масле, что в недостаточной степени имитируют условия контакта испытываемых поверхностей и работы прокатных валков.

Таким образом, в настоящее время отсутствуют промышленные серийные установки для испытания образцов на контактную прочность и износостойкость, моделирующие условия работы валков и дающие возможность оценки перспективности и срока службы наплавленных валков, что выдвигает необходимость конструирования такой машины.

В связи с выше изложенным, была создана лабораторная установка для испытания цилиндрических образцов на износостойкость и контактную прочность, а также разработана методика их испытаний в условиях, максимально имитирующих процесс эксплуатации валков станов холодной прокатки, изготовленных с применением традиционной технологии в термически обработанном состоянии и с наплавкой поверхностных слоев [224, 365, 366].

Сконструированная испытательная машина предназначена для исследования роликовых образцов диаметром 90 – 110 мм на сопротивление истиранию и контактному разрушению и может применяться для определения контактной прочности, трения и износа цилиндрических деталей, например, валков и роликов прокатных станов после их термической обработки или наплавки поверхностного слоя. Устройство установки дает возможность осуществить ускоренное испытание деталей на контактную прочность, износостойкость и определить влияние отдельных параметров на стойкость деталей, что существенно сокращает или полностью устраняет затраты на изготовление опытных партий деталей для длительных производственных испытаний.

Схема разработанной роликовой испытательной машины приведена на рисунке 6.1. Испытательная машина состоит из горизонтальной сварной рамы 17, закрепленной с бетонным фундаментом анкерными болтами, на концах которой приварены две тумбы для установки реверсивных электродвигателей. В середине рамы крепятся на болтах две вертикальные П – образные колонны, жестко сваренные между собой. В колоннах, как в направляющих, установлены друг над другом две обоймы (позиции 6, 14). В обоймах на подшипниках качения установлены рабочие валы роликов 8,15, а в центре колонны в подушках 5 и 13 находится вал среднего ролика 16. Верхняя обойма 6 и подушки 5 и 13 могут

перемещаться в плоскости валов роликов перпендикулярно их осям, нижняя обойма является неподвижной. На обойму 6 действует нажимное устройство 7, создавая нагрузку на образцы (до 3000 МПа). Валы роликов 8 и 16 при помощи шарнирных муфт 2, 4, 9 и 11 и промежуточных валов 3 и 10 с раздвижными муфтами соединены с электрическими приводами 1 и 12, которые смонтированы на раме 17 таким образом, что они могут подключаться к любому из трех роликов. Приводы подсоединенных роликов 8 и 16 индивидуальны и не зависят друг от друга.

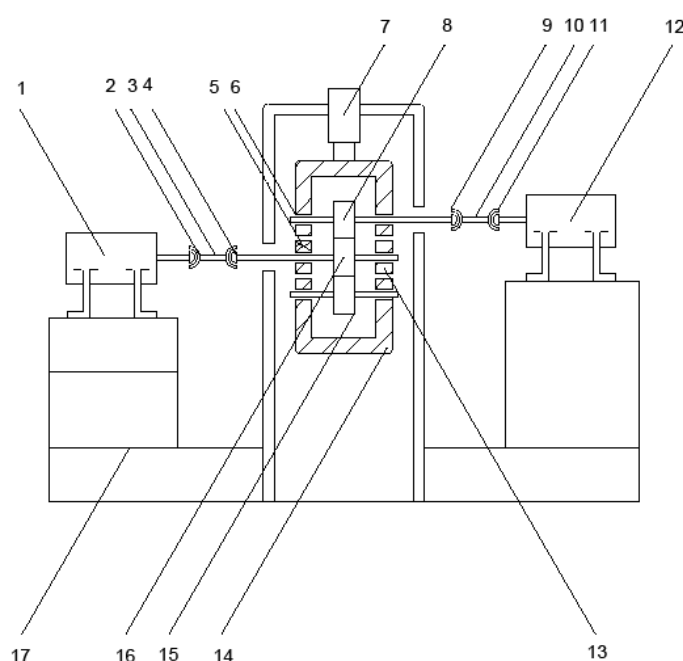


Рисунок 6.1 – Принципиальная схема роликовой испытательной машины

Благодаря наличию двух приводов с плавным регулированием скорости вращения, которые могут подключаться к любому из трех роликов в данной испытательной машине, при необходимости могут осуществляться следующие условия: проскальзывание в контакте, фрикционное качение, а также принудительное постоянное и переменное скольжение. Кроме того, по числу контактов испытуемого ролика в предложенной машине возможно получение одно- и двухконтактных испытаний. При использовании предложенной машины возможны следующие варианты проведения испытаний:

1. Одновременное независимое или сравнительное исследование двух крайних образцов 8 и 15 с одинаковым числом циклов нагружения, но с различной величиной проскальзывания.
2. Испытание двух верхних роликов 8 и 16 с разным числом циклов нагружения, но с одной величиной проскальзывания.
3. При проведении испытаний двух роликов 15 и 16 с разным числом циклов нагружения и с различной величиной проскальзывания.
4. При проведении испытаний без скольжения.
5. Одновременное независимое или сравнительное исследование двух крайних образцов 8 и 15 с одинаковым числом циклов нагружения, но с различной величиной проскальзывания.
6. Испытание двух верхних роликов 8 и 16 с разным числом циклов нагружения, но с одной величиной проскальзывания.
7. При проведении испытаний двух роликов 15 и 16 с разным числом циклов нагружения и с различной величиной проскальзывания.
8. При проведении испытаний без скольжения.

Испытуемые и прижимные ролики имеют внешний диаметр в пределах 90 – 110 мм и ширину 10 и 35 мм. Увеличение диаметра испытуемых роликов до часто встречающегося размера цилиндрических деталей и индивидуальный регулируемый в широком диапазоне скоростей и нагрузок привод двух роликов, позволяющий проводить исследование образцов по заданным схемам испытаний в любом необходимом графике изменения удельного давления и величины скольжения, уменьшает трудоемкие пересчеты при переносе результатов лабораторных исследований на готовые детали, устраняет переналадку машины и изготовление специальных образцов при переходе к различным величинам проскальзывания, позволяет повысить точность испытаний и сокращает их длительность, а так же приближает испытания к реальным условиям эксплуатации прокатных валков, расширяют область и функциональные возможности роликовой машины, делает ее универсальной для испытания цилиндрических образцов на контактную прочность.

Эффективность работоспособности образцов при ускоренных испытаниях на лабораторной установке оценивается по величине износа, которая определяется по потере массы (ΔQ) и изменению геометрических размеров образцов (диаметра) в процессе работы (Δd).

При исследовании работоспособности установки на износ и контактную усталость использовались серийные рабочие валки холодной прокатки диаметром 100 мм, изготовленные по традиционной технологии из стали типа 9Х. Образцы для исследований изготавливались вырезкой из прокатных валков дисков перпендикулярно их продольной оси. Образцы с наплавленным на рабочую поверхность слоем изготавливались идентично образцам из стали 9Х из валков, изготовленных с применением плазменной наплавки. Заготовки под наплавку изготавливали из проката стали 30ХГСА круглого сечения диаметром 80 мм. Для наплавки использовали порошковую проволоку, обеспечивающую получение наплавленного теплостойкого сплава высокой твердости Р18. Толщина наплавленного слоя составляла 5 – 10 мм.

На лабораторной установке испытывались три варианта дисков, вырезанных из наплавленных рабочих валков. В качестве эталона по варианту 1 использовали образцы из стали 9Х после закалки с низким отпуском. Они имели твердость 60 – 62 HRC с глубиной активного слоя 4–5 мм. Твердость наплавленного рабочего слоя варьировалась от 60 до 65 HRC (образцы с твердостью 60 – 62 HRC – вариант 2, с твердостью 64–65 HRC – вариант 3). Скорость вращения испытуемых образцов составляла 1000 об/мин, а нагрузка в зоне контакта 1000 МПа, что соответствовала режимам прокатки в реальных производственных условиях. В процессе испытаний по данным замеров образцы разогревались до температуры 80–90°С. На рисунке 6.2 приведены результаты испытаний образцов из стали 9Х и образцов, с наплавленными по разным режимам слоями.

Если рассматривать зависимость потери в массе (ΔQ) от времени испытаний и числа циклов нагружения, то можно отметить, что образцы с наплавленным слоем, имеющим разную твердость и толщину наплавленного слоя, изнашиваются по разному, хотя и описываются линейной зависимостью $y = a + b$

х. При твердости порядка 60 – 62 HRC наплавленные диски с толщиной слоя 4 – 5 мм (вариант 2) уступает закаленным. Как видно из данных, представленных на рисунке 2, их стойкость до разрушения составляет $\sim 25 \cdot 10^5$ циклов нагружения против $45 \cdot 10^5$ циклов у образцов, изготовленных из стали 9Х.

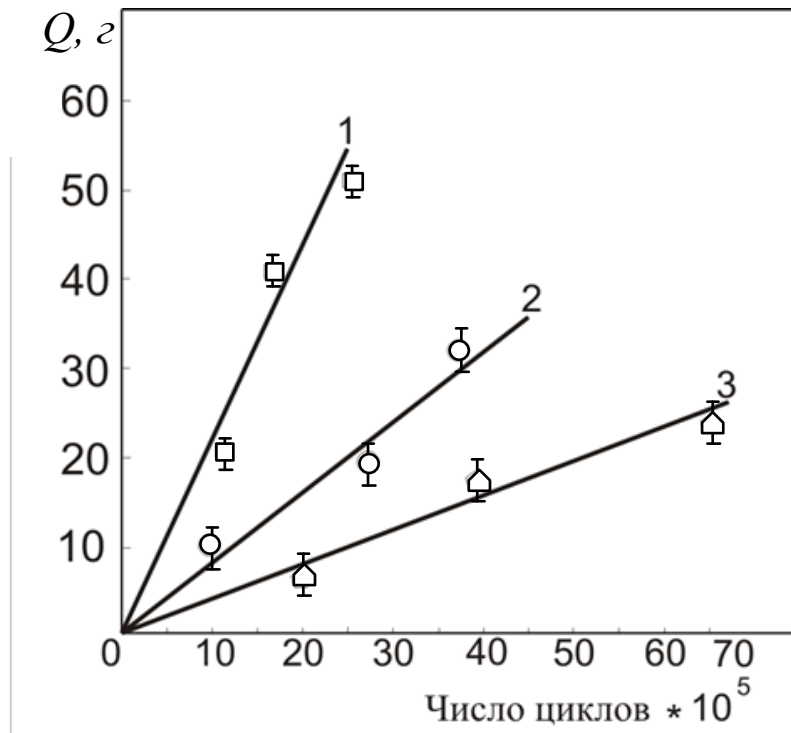


Рисунок 6.2 – Износ образцов, вырезанных из прокатных валков

При изменении технологии наплавки, улучшив качество и глубину наплавленного слоя, удалось значительно повысить стойкость наплавленных дисков. Наилучшие результаты были получены на образцах при твердости 64 – 65 HRC и глубине наплавленного слоя порядка 8 – 10 мм (вариант 3) и описываются линейной зависимостью $y = 1 + 0,4x$. Стойкость наплавленных по скорректированной технологии дисков примерно в 1,5 – 2,0 раза выше стойкости закаленных дисков и достигает $70 \cdot 10^5$ циклов.

На основании проведенных лабораторных исследований на разработанной установке для ускоренных испытания деталей тел вращения на износостойкость и контактную прочность для упрочнения прокатных валков можно рекомендовать наплавленный металл с твердостью 64 – 65 HRC и глубиной наплавленного слоя

порядка 9 – 10 мм при отсутствии в нем каких-либо дефектов. Толщина наплавленного слоя соответствует требованиям по глубине активного закаленного слоя согласно ГОСТ 3541 – 79.

Таким образом, ускоренные испытания деталей машин и механизмов типа тел вращения на износостойкость и контактную прочность на разработанной установке, показали перспективность применения для изготовления прокатных валков наплавленного металла по варианту 3, Результаты исследования нашли подтверждение при испытаниях опытно-промышленной партии прокатных валков в заводских реальных условиях и могут быть рекомендованы для использования при отработке режимов и технологии наплавки.

6.2 Технология изготовления деталей машин с применением плазменной наплавки теплостойкими сплавами

Способы многослойной наплавки быстрорежущими теплостойкими сплавами, разработанные и исследованные нами в главе 3, были положены в основу технологии изготовления биметаллических рабочих валков холодной прокатки, разработанной в СибГИУ [81, 194 – 197, 224, 370]. Технологический процесс изготовления наплавленных валков состоит из следующих этапов: механической обработки заготовки под наплавку, плазменной наплавки, отпуска наплавленного валка, окончательной механической обработки, контроля качества активного слоя.

Для валков небольших диаметров заготовки можно изготавливать непосредственно из проката. Материал заготовок должен иметь высокий предел текучести, малую чувствительность к концентраторам напряжений, высокий предел выносливости и достаточный запас вязкости. Достаточно высоким комплексом свойств обладают хромокремнемарганцевые стали 20ХГС, 25ХГС, 30ХГС, содержащие соответственно 0,2, 0,25 и 0,3 % С (среднее содержание) и 0,9 – 1,1 % Cr, 0,8 – 1,1 % Mn и 0,9 – 1,2 % Si.

В качестве основного металла выбрана сталь 30ХГСА, обладающая высоким комплексом механических свойств. При наплавке по рекомендуемому термическому циклу скорости охлаждения в области минимальной устойчивости

аустенита стали 30ХГСНА меньше допустимых, равных 2,5 – 6,0 °С/с. Поэтому образования холодных трещин в основном металле при наплавке по разработанному способу не происходит.

Наплавка заготовки осуществлялась на установке для плазменной наплавки тел вращения по термическому циклу, представленному на рисунке 6.3 [224]. Валки наплавляли плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18ЮН. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Режимы наплавки прокатных валков приведены в таблице 6.1.

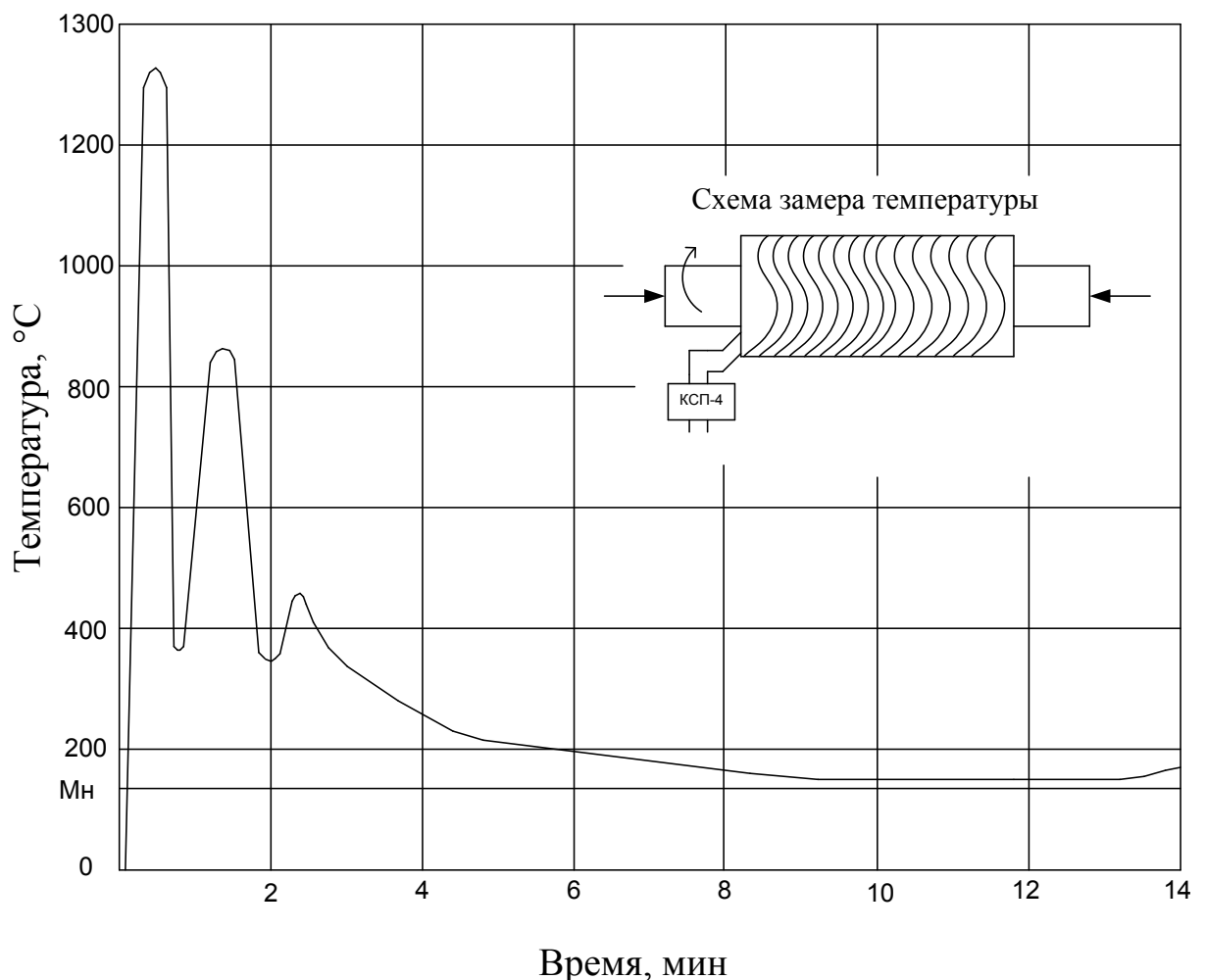


Рисунок 6.3 – Термический цикл при плазменной наплавке первого слоя вала холодной прокатки диаметром 100 мм

Таблица 6.1 – Параметры режима плазменной наплавки валков холодной прокатки

Параметры	Обозначение	Единица измерения	Значение для вала диаметром 200 мм	Значение для вала диаметром 100 мм
Производительность расплавления присадочной проволоки	G_p	кг/ч	4,99	3,2
Диаметр формирующего канала плазмообразующего сопла	d_c	мм	8	8
Длина формирующего канала плазмообразующего сопла	l_c	мм	5	5
Ток дуги	I_d	А	310–340	150–160
Напряжение дуги	U_d	В	50–55	50–55
Длина дуги	L_d , мм	мм	20	20
Скорость наплавки	V_n	м/ч	24	18
Смещение с зенита (относительно)	S		0,15	0,12
Шаг наплавки	S_n	мм	12,2	10
Диаметр присадочной проволоки	$d_{пр}$	мм	3,7	3,7
Скорость подачи присадочной проволоки	$V_{пр}$	м/ч	72	60
Расход плазмообразующего газа	$Q_{п.г.}$	л/мин	8	6
Расход защитного газа	$Q_{з.г.}$	л/мин	20	18

Заготовка с припусками под наплавку 10 – 12 мм на сторону устанавливалась в центрах наплавочной установки, производился предварительный подогрев до температуры 230°C, включалось охлаждение шеек вала с помощью душирующего устройства с расходом холодной воды до 2 л/мин. Охлаждение валков, имеющих внутреннее отверстие, производилось с помощью устройства. После завершения подготовительных операций производилась 5 – 6 слойная наплавка. Продолжительность наплавки 3 часа, после окончания наплавки валок охлаждался на воздухе. Для стана 6/100×315, стана 425 и для проката

керамической пленки по данной технологии была наплавлены опытно – промышленные партии валков.

Дефекты наплавки при визуальном осмотре валков не обнаружены. Качество наплавленной поверхности удовлетворительное. Твердость наплавленного металла составляет 54 – 58 HRC. Для увеличения твердости и износостойкости проводился 4-х кратный часовой отпуск при 580 °С. Влияние высокотемпературного отпуска на твердость теплостойкого металла показано на рисунке 6.4.

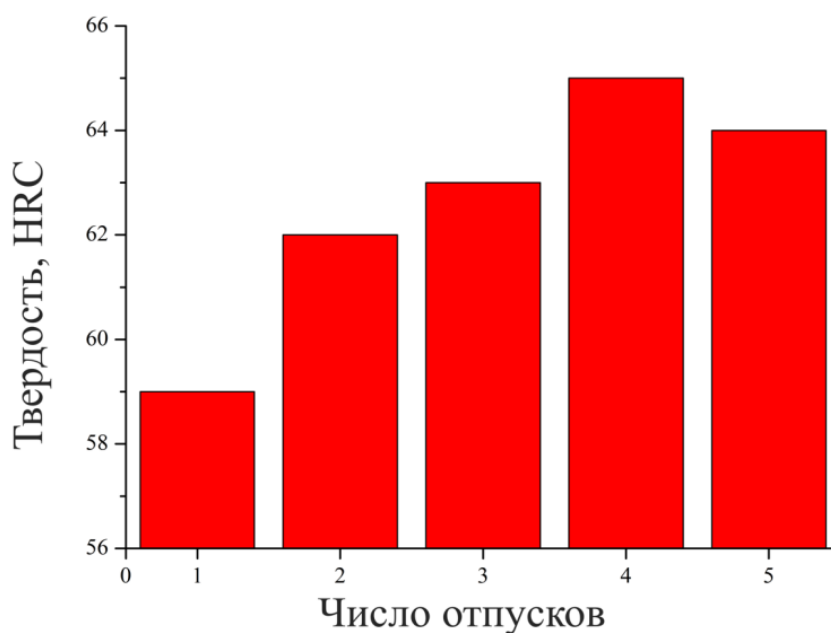


Рисунок 6.4 – Влияние высокотемпературного отпуска на твердость наплавленного сплава

Как видно из рисунка 6.4, твердость активного слоя наплавленных валков соответствует требованиям, предъявляемым к поверхностному слою рабочих валков холодной прокатки. После отпуска проводилась окончательная механическая обработка.

6.3 Применение комплексных упрочняющих технологий при изготовлении наплавленных деталей

Установлено, что изготовленные с применением плазменной наплавки активного слоя теплостойкими сплавами высокой твердости рабочие валки стана

холодной прокатки 6/100X315 полностью пригодны для условий прокатки и равнения труднодеформируемых сплавов и сталей при повышении в 1,5 – 2,0 раза стойкости по сравнению с серийными валками.

Повышение износостойкости наплавленных валков можно объяснить наличием в структуре мелкодисперсных карбидов и кабонитридов. Наличие в поверхностном слое наплавленных валков сжимающих напряжений и отсутствие резкого перехода сжимающих напряжений в растягивающие является, также, одним из факторов, способствующих повышению износостойкости.

Основными причинами выхода из строя наплавленных валков, также как и изготовленных по традиционной технологии, являются естественный износ, отслоения и отколы. В работе [224] отмечено, что отслоение связано с образованием очагов усталостного разрушения в глубине вала. Очаги усталостного разрушения располагаются в зоне сплавления основного металла с наплавленным. Для дальнейшего повышения работоспособности наплавленных валков разработаны мероприятия, направленные на повышение стойкости наплавленного металла против образования отколов и отслоений.

Улучшить свойства наплавленного высоколегированного металла, а также обеспечить благоприятное напряженное состояние позволяет применение дополнительно после наплавки высокотемпературного отпуска. Так, твердость металла после наплавки составляет 52 – 57 HRC, а после отпуска на вторичную твердость достигает 62 – 64 HRC, что соответствует 95 – 102 HSh (рисунок 6.4).

Применив дополнительно после наплавки ультразвуковую поверхностную упрочняющую обработку (УПУО), можно повысить твердость до 64 – 66 HRC. Применять дополнительно азотирование наплавленного теплостойкого металла не следует, так как эффект упрочнения, как показано в главе 5, не значителен. Резервы повышения качества деталей, наплавленных теплостойкими сплавами высокой твердости, заложены так же в процессе их эксплуатации путем применения рекристаллизационного отжига. Промышленный опыт эксплуатации наплавленных валков показал, что основными причинами выхода их из строя, как и изготовленных по традиционной технологии, являются естественный износ,

отслоения и отколы. Применение рекристаллизационного отжига в процессе эксплуатации наплавленных валков холодной прокатки приводит пластически деформированный металл в более устойчивое структурное состояние, причем за счет явления рекристаллизации полностью снимается наклеп зоны сплавления основного металла с наплавленным металлом и восстанавливается его усталостную прочность до первоначальных значений. Устранение зоны наклепа предотвращает зарождение очагов усталостного разрушения и существенно снижает вероятность образования отслоений. Тем самым устраняется основная причина выхода валков из строя – наклеп переходной зоны, за счет чего стойкость их возрастает.

Проведение рекристаллизационного отжига наплавленного теплостойкими сталями высокой твердости рабочего слоя в температурном интервале: температура рекристаллизации основного металла – температура отпуска наплавленного металла (450–580 °C) приводит к повышению усталостной прочности основного металла при сохранении высокой твердости наплавленного слоя. Наплавленные валки необходимо подвергать рекристаллизационному отжигу после прокатки определенной (примерно 80 – 90 %) нормы металла, которая устанавливается для каждого конкретного случая на основании статистических данных по стойкости валков. Увеличение стойкости наплавленных валков позволяет, не смотря на введение дополнительной термической обработки в процессе эксплуатации валков, снизить их расход.

Схема предлагаемого технологического обеспечения высокого качества и работоспособности наплавленных деталей на всех стадия жизненного цикла приведена на рисунке 6.5 [224, 367 – 379]. Предлагается активный рабочий слой валка наносить, используя плазменную наплавку теплостойкими сплавами высокой твердости. Улучшить свойства наплавленного высоколегированного металла, а также обеспечить благоприятное напряженное состояние позволяет применение дополнительно после наплавки высокотемпературного отпуска.

Применение рекристаллизационного отжига в процессе эксплуатации наплавленных валков холодной прокатки позволяет дополнительно повысить их

стойкость. В случае выхода вала из строя возможна его восстановительная наплавка [224, 383 – 389].

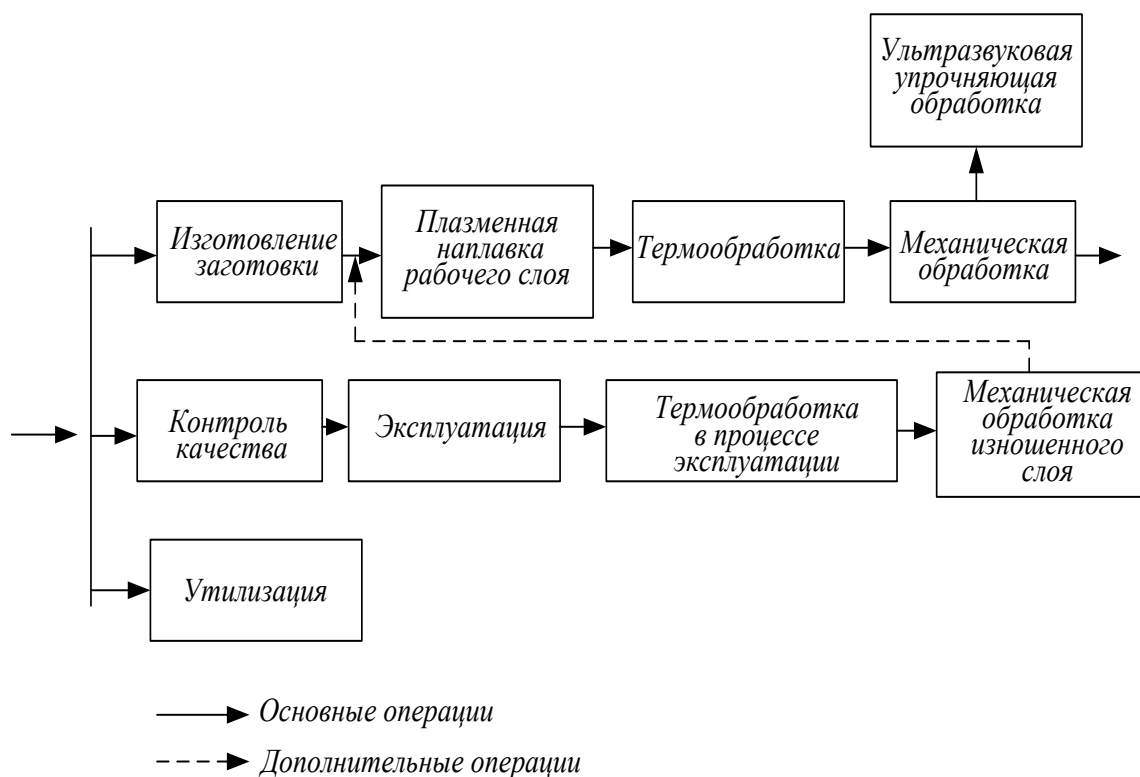


Рисунок 6.5 – Технологическая схема изготовительной наплавки с применением комплексных технологий упрочнения

6.4 Промышленные испытания опытно-промышленных партий наплавленных деталей

В условиях лаборатории упрочнения деталей машин и механизмов СибГИУ были изготовлены опытно-промышленные партии рабочих валков стана 6/100×315. Ленинградского сталепрокатного завода, стана 425 Новосибирского металлургического завода и валки для проката керамической пленки НПО «Кулон» г. Санкт-Петербург. Наплавленные детали проходили испытания в промышленных условиях. Общий вид наплавленных валков представлен на рисунках 6.6 и 6.7 [224].

Промышленные испытания состояли из: контроля качества наплавленных валков; оценки пригодности валков для холодной прокатки; определения долговечности наплавленных валков. Контроль качества наплавленных валков состоял

из: проверки твердости наплавленных поверхностей; ультразвуковой и магнитной дефектоскопии.

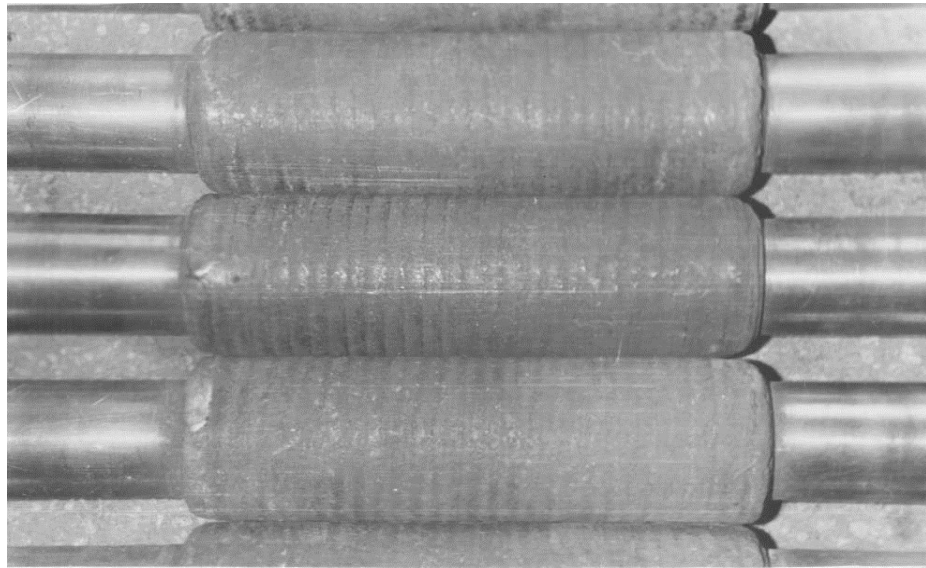


Рисунок 6.6 – Партия наплавленных валков холодной прокатки диаметром 100 мм

Твердость бочек и шеек рабочих валков холодной прокатки проверяли при помощи склероскопа Шора. Результаты замера твердости по длине бочки наплавленного и закаленного валков представлены на рисунке 6.8. Твердость бочек наплавленных валков на 5–8 единиц HSh выше твердости применяемых на заводе закаленных валков и достигала 100–102 HSh. Разброс по твердости не превышал 2–4 HSh. Твердость шеек наплавленных валков ниже, чем у валков из стали 9ХФ.

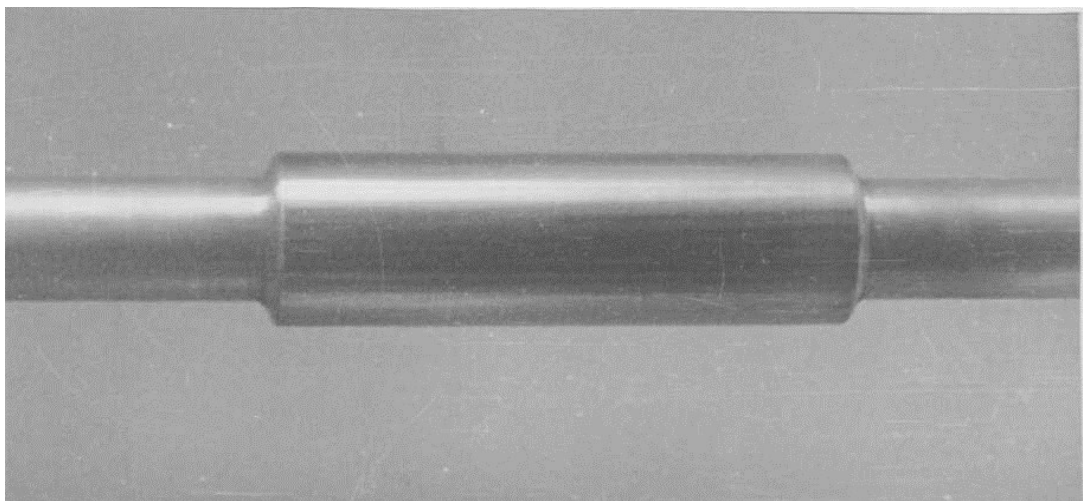
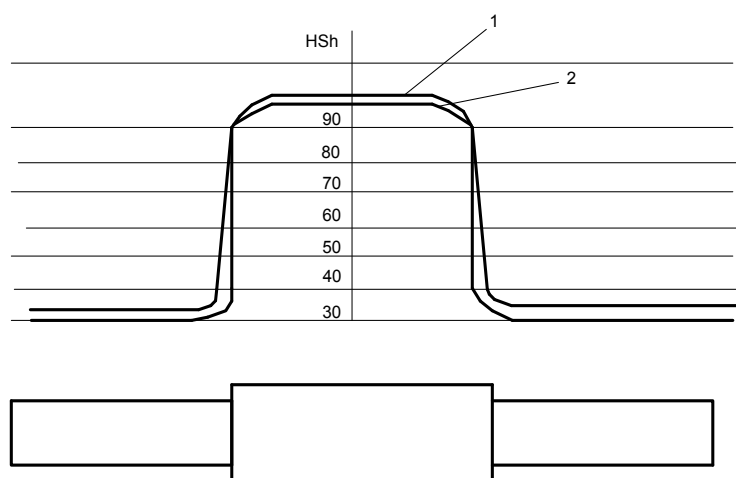


Рисунок 6. 7 – Общий вид наплавленного рабочего валка после механической обработки

По твердости поверхностных слоев наплавленные валки соответствуют рабочим валкам класса А согласно ГОСТ 3541 – 79.

Проверка глубины закаленного слоя производилась в соответствии с ГОСТом 3541 – 79 после окончательной термической обработки наплавленных валков на поперечных темплетях, вырезанных из валков. Глубина закаленного слоя наплавленных валков, как это видно из рисунка 6.9, достигает 10 – 12 мм. На этих же темплетях видно, что внутренних дефектов в наплавленном металле (пор, трещин и шлаковых включений) нет. Это подтвердили данные магнитной и ультразвуковой дефектоскопии.



1 – наплавленного ПП – Р18ЮН; 2 – закаленного из стали 9ХФ

Рисунок 6.8 – Распределение твердости по длине вала

Таким образом, рабочие валки, изготовленные с применением плазменной наплавки активного слоя, удовлетворяют основным требованиям ГОСТ 3541–79 к рабочим валкам класса А станов холодной прокатки [224, 393 – 395].

Испытания наплавленных валков на пригодность их к прокатке проходили на двух станах цеха холодной прокатки ЛСПЗ. Валки применялись для прокатки тончайшей ленты марки Э-360. Качество поверхности прокатанной ленты соответствовало требованиям ГОСТа 802 – 58 (п.п.9.11). Наплавленные валки применялись также для прокатки тончайшей ленты марки 13Х шириной 75 мм с размера 0,1 мм на 0,084 мм. Качество прокатанной ленты и допустимые отклонения по толщине ленты соответствовали заводской нормали.

Прокатка трудно деформируемой ленты марки 49К2ФА шириной 70 мм с размера 0,25 на 0,2 мм показала, что качество поверхности и отклонения по толщине соответствуют требованиям ГОСТ 10160 – 75. Испытания до первой перешлифовки доказали пригодность наплавленных валков для прокатки наиболее ответственных и трудно деформируемых сталей и сплавов, причем стойкость до первой перешлифовки выше, чем у закаленных валков.

Испытания на долговечность наплавленных валков показали, что качество поверхности и отклонения по толщине прокатанной ленты соответствуют требованиям, предъявляемым к лентам готовых размеров выше указанных сталей и сплавов. Средний съем при перешлифовках наплавленных валков составляет 0,04 мм, при среднем съеме за перешлифовку серийных валков, равном 0,08 мм. Дефекты в наплавленном слое не обнаружены. Общий вид наплавленных валков диаметром 150 и 200 мм приведен на рис. 6.10 и 6.11.

В результате внедрения в производство научно-исследовательских работ, выполненных при участии и под руководством автора было достигнуто увеличение стойкости рабочих валков стана "Робертсон" 6/100X315 Ленинградского сталепрокатного завода в 1,5 – 2,0 раза, рабочих валков стана «425» Новосибирского металлургического завода до 1,5 раза [224].

Результаты промышленных испытаний показали, что стойкость наплавленных валков в 1,5–2,0 раза выше по сравнению с валками, изготовленными по традиционной технологии, при высоком качестве поверхности валков и ленты.

Промышленные испытания показали, что предложенные способы многослойной наплавки с успехом могут применяться для получения наплавленного металла, обладающего высокой твердостью (≥ 64 HRC) при отсутствии холодных трещин.

Наиболее значимые результаты были получены на заводе «Кулон» НПО «Позитрон». На заводе «Кулон» НПО «Позитрон» разработаны и внедрены наплавочные материалы, позволяющие получать плотный наплавленный металл высокой твердости и износостойкости. Разработано оборудование для

плазменной наплавки и технология изготовления прокатных валков с наплавленным рабочим слоем. Стойкость наплавленных валков в 1,5 – 3,0 раза превышает стойкость серийных валков, применяемых на заводе. Долевой экономический эффект от замены импортных валков наплавленными валками составил 553,1 тыс. рублей (Приложение А).

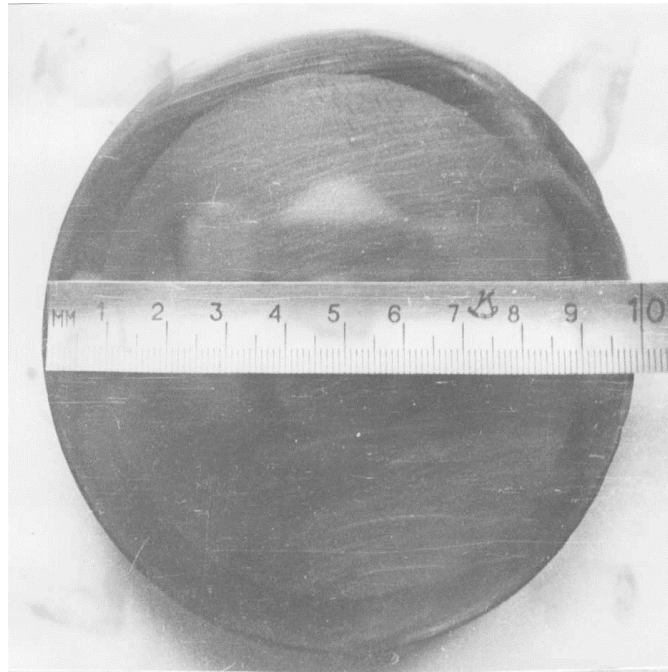


Рисунок 6.9 – Поперечный темплет наплавленного валка

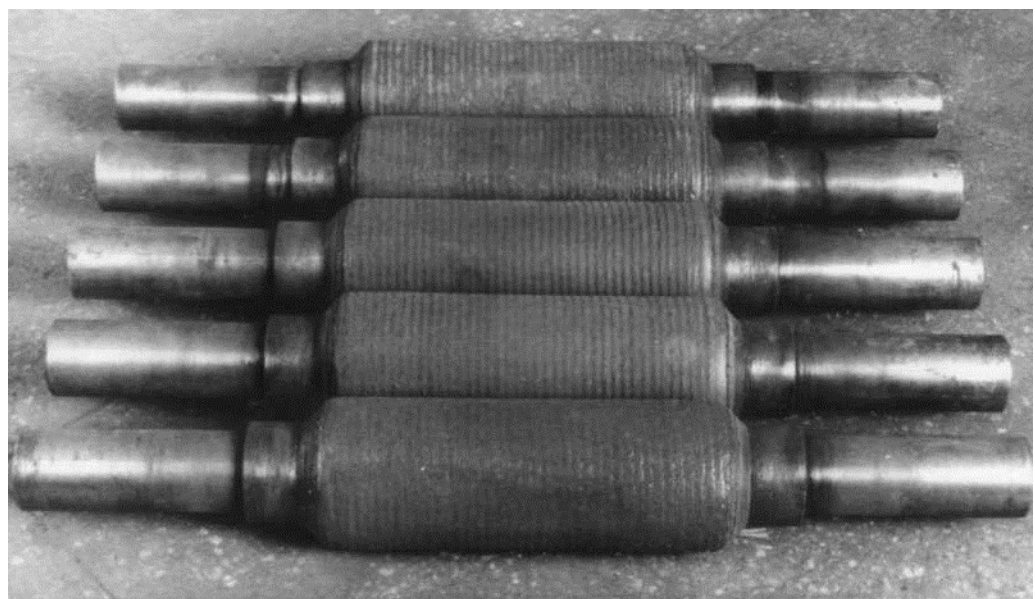


Рисунок 6.10 – Общий вид партии наплавленных валков стана «425»



Рисунок 6.11 – Общий вид партии наплавленных валков диаметром 200 мм

По разработанной технологии с применением предложенных способов наплавки и наплавочных материалов были изготовлены и другие детали металлургического оборудования. Так, на Новосибирском металлургическом заводе были наплавлены ролики трубосварочного стана, ролики линии травки, а также производилась восстановительная плазменная наплавка опорных валков прокатного стана «810».

На Западно-Сибирском металлургическом комбинате теоретические и экспериментальные результаты работы были использованы при выполнении ряда хоздоговорных работ. На ОАО ЗСМК освоена технология производства наплавочных материалов с выплавкой комплексно-легированной лигатуры в литейном цехе, изготовлением из лигатуры порошковой шихты в механотехнологическом цехе и закатыванием шихты в оболочку на прокатном стане в цехе порошковой металлургии. Разработаны и переданы для практического использования в условиях АО ЗСМК технологические инструкции ТИ 107-МГ. Л – 83 – 98 и ВТИ 107 – МГ. МТЦ – 14 – 98 «Производство порошковой наплавочной проволоки». Была проведена модернизация наплавочного оборудования на участке плазменного напыления и наплавки. Внедрены плазмотрон для плазменной наплавки и устройство для охлаждения наплавленных деталей (Приложение Б).

Сотрудники лаборатории упрочнения МиТСП СибГИУ при участии автора успешно использовали результаты работы при изготовлении деталей машин горно-шахтного оборудования, а также сельхозмашин. Разработанные автором комплексные технологии упрочнения и наплавочные материалы успешно применяются на АО «Евраз ЗСМК – Кокс», в ООО «ВЕСТ 2002» (Приложение В и Г) и на ООО «Разрез Бунгурский – Северный» (Приложение Е).

Научные результаты работы используются в учебном процессе в Сибирском государственном индустриальном университете при реализации образовательных программ высшего образования по направлению подготовки 22.03.02 Metallургия (профиль металлургия сварочного производства) и 27.03.02 Управление качеством (профиль управление качеством в социально – экономических системах) при чтении курсов «Материаловедение», «Теория сварочных процессов», «Современные сварочные технологические процессы», «Технология сварочных процессов плавлением», «Менеджмента качества», а также при выполнении курсового проектирования и выпускной квалификационной работы. Результаты работы используются аспирантами СибГИУ, обучающимися по специальности 03.06.01 – Физика и астрономия (направленность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния).

Результаты диссертационной работы использованы при написании трех учебных пособий, допущенных учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии для преподавания студентам высших учебных заведений (Приложение Д).

6.5 Выводы по главе 6

1. На основе проведенных исследований разработана технология изготовления прокатных валков, основанная на применении плазменной наплавки нетоковедущими порошковыми проволоками в защитно – легирующей среде азота.
2. Разработана схема технологического обеспечения высокого качества и работоспособности наплавленных деталей на всех стадиях их жизненного цикла. Качество наплавленных деталей при этом закладывается, планируется, обеспечивается

и управляется на всех этапах жизненного цикла, при этом следовать руководствоваться требованиями стандарта ГОСТ Р ИСО 3834-2 – 2007 «Требования к качеству выполнения сварки плавлением металлических материалов. Часть 2. Всесторонние требования к качеству».

3. Разработана комплексная технология изготовления прокатных валков, которая включает в себя следующие операции: базовая технология – плазменная наплавка быстрорежущими теплостойкими сплавами; дополнительные операции – высокотемпературный отпуск после наплавки, ультразвуковая упрочняющая поверхностная обработка после чистовой шлифовки или азотирование, рекристаллизационный отжиг в процессе эксплуатации, при возможности дальнейшей эксплуатации изношенного слоя – восстановительная наплавка.

4. Результаты работ внедрены в производство со значительным экономическим эффектом, что подтверждается актами внедрения в производство соответствующих работ. Общий экономический эффект в ценах 2021 года составил более 80 млн. рублей, доля автора 40 млн. рублей.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При выполнении работы выявлены закономерности и особенности упрочнения наплавленного слоя из теплостойких сплавов высокой твердости, сформированного плазмой в среде азота.

1. Разработаны физические основы повышения эксплуатационных свойств теплостойких сплавов, сформированных плазмой в среде азота, основанные на применении комплекса упрочняющих технологий: плазменная наплавка в защитно – легирующей среде азота; высокотемпературный отпуск; ультразвуковая упрочняющая обработка или азотирование; рекристаллизационный отжиг в процессе эксплуатации изделия.

2. Впервые установлено проявление эффекта повышенной пластичности («сверхпластичности») в процессе протекания мартенситного превращения в наплавленных в азоте теплостойких сплавах высокой твердости и доказана возможность его применения для регулирования напряженного состояния в процессе многослойной наплавки путем легирования и изменения условий охлаждения наплавленного изделия.

3. Установлено, что физическая основа упрочнения теплостойких наплавленных сплавов обусловлена применением новых эффективных способов многослойной наплавки и новых наплавочных материалов, обеспечивающих получение наплавленного металла в закаленном состоянии с твердостью поверхности 55 – 57 HRC и низкой склонностью к образованию холодных трещин. Основой способов является регулируемый термический цикл с низкотемпературным подогревом до температуры 230 – 250 °C и использованием эффекта сверхпластичности.

4 Установлено, что основной вклад в упрочнение наплавленных сплавов, легированных азотом и алюминием, вносит высокотемпературный отпуск при температуре 560 – 580 °C и ультразвуковая обработка на оптимальных режимах ($P_n = 10$ Н, $A = 20$ мкм, $V = 20$ м/мин), что обеспечивает увеличение твердости до 65 – 66 HRC.

5. Выявлены физические основы формирования структуры и свойств теплоустойчивых сплавов плазменной наплавкой в среде азота. Установлено, что в наплавленных сплавах основными фазами являются твердый раствор α – Fe, карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ и AlN). Высокотемпературная обработка (отпуск) наплавленных сплавов приводит к изменению фазового состава, изменению параметра кристаллической решетки (с 2,866 до 2,890 Å), размеров блоков когерентного рассеяния (с 25 до 100 нм), изменению внутренних упругих напряжений (с 1000 до 600 МПа).

6. Кристаллизация наплавленного сплава приводит к формированию многослойной структуры, которую по морфологическому признаку условно можно разделить на четыре характерных области, отличающихся формой, размерами и расположением ферритных и перлитных зерен. На поверхности наблюдается явно выраженная ориентированная дендритная структура. Основная часть поверхности сплава представляет собой перлитные зерна, по стыкам и по границам, которых располагается цементит сложного химического состава. Другие три области существенно не отличаются от морфологии поверхности, однако ориентированность дендритной структуры менее выражена. Высокотемпературный отпуск устраняет дендритную структуру, уменьшает количество зерен сложного цемента, приводит к образованию твердого раствора α – Fe, карбидов, карбонитридов $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ и AlN .

7. На поверхности наплавленного слоя присутствующие элементы (углерод, азот, алюминий, кремний, ванадий, хром, железо, молибден, вольфрам) распределены равномерно. Количество легирующих элементов колеблется около значения для исходной теплоустойчивой стали, а степень легирования с глубиной уменьшается до металла основы.

8. Микротвердость металла в средней части наплавки и на поверхности составляет в состоянии после наплавки 4,11 и 5,15 ГПа соответственно. Высокотемпературный отпуск приводит к превращению остаточного аустенита, выделению карбидов и карбонитридов и увеличению микротвердости до 5,69 и 6,47 ГПа. По-

казано, что микротвердость возрастает от микротвердости основы до микротвердости поверхностного слоя.

9. Установлено, что для распределения напряжений по сечению вала характерен плавный переход от сжимающих напряжений (600 МПа) в наплавленном слое к растягивающим напряжениям (200 МПа) в основе вала и это распределение более благоприятно для их работоспособности.

10. Многослойная плазменная наплавка в азоте с регулируемым термическим циклом и наплавочные материалы на основе теплостойких сплавов высокой твердости позволяют получать качественный наплавленный слой без трещин, пор и дефектов микроструктуры.

11. Доказано, что регулирование напряженного состояния в процессе проектирования, изготовления и эксплуатации наплавленных в азоте прокатных валков позволяет значительно повысить их стойкость. Регулирование напряженного состояния в наплавленных валах в процессе их изготовления предложено производить за счет использования эффекта сверхпластичности и высокотемпературного отпуска, а в процессе эксплуатации регулировать путем применения рекристаллизационного отжига.

12. Предложено для упрочнения деталей применять комплексные технологии: плазменную наплавку в среде азота; высокотемпературный отпуск после наплавки; ультразвуковую поверхностную упрочняющую обработку или азотирование; рекристаллизационный отжиг в процессе эксплуатации изделия; восстановительную наплавку изношенного слоя.

13. Результаты работы внедрены в производство со значительным экономическим эффектом, что подтверждается актами внедрения. Общий экономический эффект в ценах 2021 года составил более 80 млн. рублей, вклад автора 40 млн. рублей. Результаты работы используются в учебном процессе в Сибирском государственном индустриальном университете.

Перспективы дальнейшей разработки темы

В будущих исследованиях необходимо уделить внимание исследованиям тонкой структуры наплавленных сплавов методом просвечивающей электронной микроскопии для получения более детальной информации о составе и особенностях кристаллической структуры фаз, образующихся при плазменной наплавке в среде азота.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гудремон, Э. Специальные стали [Текст] / Э. Гудремон, перевод с нем. под ред. А. С. Заимовского. – М.: Металлургиздат, 1960. – 637 с.
2. Гуляев, А. П. Инструментальные стали: справочник [Текст] / А. П. Гуляев, К. А. Малинкина, С. М. Саверина. – М.: Машиностроение, 1975. – 272 с.
3. Гуляев, А. П. Металловедение [Текст] / А. П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1977. – 648 с.
4. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали [Текст] / Ю. А. Геллер. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
5. Гольдштейн, М. И. Специальные стали [Текст] / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
6. Артингер, И. Инструментальные стали и их термическая обработка: справочник [Текст] / И. Артингер: пер. с венг. – М.: Металлургия, 1982. – 312 с.
7. Кооп, С. Г. Термическая обработка быстрорежущей стали [Текст] / С. Г. Кооп; пер. с англ. под ред. А. П. Гуляева. – М.: Металлургиздат, 1956. – 120 с.
8. Термическая обработка в машиностроении: справочник [Текст] / Под ред. Ю. М. Лахтина, Н. Г. Рихштадта. – М.: Машиностроение, 1980. – 783 с.
9. Металловедение и термическая обработка металлов [Текст] / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1991. – 304 с.
10. Лившиц, Л. С. Металловедение для сварщиков [Текст] / Л. С. Лившиц. – М.: Машиностроение, 1979. – 253 с.
11. Попов, А. А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита [Текст] / А. А. Попов, Л. Е. Попова. – М.: Металлургия, 1965. – 495 с.
12. Багрянский, К. В. Теория сварочных процессов [Текст] / К. В. Багрянский, З. А. Добротина, К. К. Хренов. – Киев: Вища школа, 1976. – 423 с.
13. Зубкова, Е. Н. Технологические основы наплавки быстрорежущих сталей с пленкообразующими компонентами [Текст] / Е. Н. Зубкова / Дис. ... докт. техн. наук: 05.03.06 / Зубкова Елена Николаевна. – М., 2003. – 363 с.

14. Попандопуло, А. Н. Структура и свойства литых вольфрамомолибденовых и молибденовых быстрорежущих сталей [Текст] / А. Н. Попандопуло, В. М. Калинина, А. А. Смирнов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1985. – № 9. – С. 118–121.
15. Попандопуло, А. Н. Влияние условий горячей деформации и предварительной термической обработки на свойства вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей [Текст] / А. Н. Попандопуло, С. Д. Попова, О. В. Кондратьева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1976. – № 11. – С. 5–8.
16. Попандопуло, А. Н. Кинетика и энергия активации роста зерен быстрорежущих сталей [Текст] / А. Н. Попандопуло // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1974. – № 7. – С. 71–73.
17. Вибе, А. Я. Влияние хрома на процессы, протекающие при отпуске литой быстрорежущей стали [Текст] / А. Я. Вибе // Известия вузов. Черная металлургия. – 1975. – № 2. – С. 94–96.
18. Зубкова, Е. Н. Перспективы применения наплавки для изготовления металлорежущего инструмента [Текст] / Е. Н. Зубкова // Вестник СПбГТУ. – 2002. – № 2. – С. 66–70.
19. Патон, Б. Е. Проблемы сварки на рубеже веков [Текст] / Б. Е. Патон // Сварщик. – 1999. – № 1. – С. 2–3.
20. Фролов, В. А. Сварка. Введение в специальность [Текст] / В. А. Фролов, В. В. Пешков, А. Б. Коломенский, В. А. Казаков. – М.: Интермет Инжиниринг, 2004. – 296 с.
21. Фрумин, И. И. Автоматическая электродуговая наплавка [Текст] / И. И. Фрумин. – Харьков: Металлургиздат, 1961. – 421 с.
22. Фрумин, И. И. Современные типы наплавленного металла и их классификация [Текст] / И. И. Фрумин // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавленный металл. – Киев: Наукова думка, 1977. С. 3–17.
23. Электроды для дуговой сварки и наплавки. Каталог [Текст] / Под ред. И. И. Фрумина. – Киев: Наукова думка, 1967. – 439 с.

24. Демянцевич, В. П. Новые наплавочные сплавы с интерметаллидным упрочнением и их свойства [Текст] / В. П. Демянцевич, А. С. Крыжановский // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавленный металл. – Киев: Наукова думка, 1977. С. 74–82.
25. Лившиц, Л. А. Основы легирования наплавленного металла [Текст] / Л. А. Лившиц, Н. А. Гринберг, Э. Г. Куркумелли. – М.: Машиностроение, 1968. – 188 с.
26. Юзвенко, Ю. А. Наплавка порошковой проволокой [Текст] / Ю. А. Юзвенко, Г. А. Кирилюк. – М.: Машиностроение, 1973. – 45 с.
27. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением [Текст] / Под ред. акад. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
28. Тылкин, М. А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования [Текст] / М. А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1971. – 608 с.
29. Тылкин, М. А. Прочность и износостойкость деталей металлургического оборудования [Текст] / М. А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1965. – 347 с.
30. Илюкович, Б. М. Стойкость и расход прокатных валков [Текст] / Б. М. Илюкович. – М.: Металлургия, 1964. – 109с.
31. Быстров, В. А. Основы электрошлаковых технологий упрочнения композиционными сплавами деталей, работающих при высокотемпературном износе [Текст] / В. А. Быстров / Дис. ... докт. техн. наук: 05.03.06 / Быстров Валерий Александрович. – Барнаул, 2003. – 337 с.
32. Лещинский, Л. К. Совершенствование материалов и технологии наплавки прокатных валков обжимных станков [Текст] / Л. К. Лещинский, К. К. Степанов, С. В. Гулаков // В кн.: Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка деталей оборудования металлургии и энергетики. – Киев: ИЭС им. Е. О.Патона, 1980. С. 67–70.
33. Лещинский, Л. К. Материалы и технология наплавки листопрокатных валков [Текст] / Л. К. Лещинский, К. К. Степанов, О. И. Новохацкая // В кн.: Современные способы наплавки и их применение. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1982. С. 29–35.

34. Лещинский, Л. К. Валки с наплавленным слоем новой конструкции повышают эффективность работы прокатных станов [Текст] / Л. К. Лещинский, С. В. Гулаков, К. К. Степанов, Б. И. Носовский // В кн.: Наплавка. Опыт и эффективность применения. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. С. 17–20.
35. А. с. № 995931 СССР. Прокатный валок / Л. К. Лещинский, С. В. Гулаков, К. К. Степанов. Заявл. 17.07.1978; опубл. 15.02.1983. Бюл. № 6.
36. Гулаков, С. В. Влияние неоднородности свойств наплавленного металла на характер износа валков листопркатного стана [Текст] / С. В. Гулаков, Б. И. Носовский // Автоматическая сварка. – 1985. – № 7. – С. 24–27.
37. Гулаков, С. В. Влияние неоднородности свойств наплавленного металла на характер износа прокатных валков [Текст] / С. В. Гулаков, Б. И. Носовский // Сварочное производство. – 1987. – № 5. – С. 36–38.
38. Гулаков, С. В. Сварочные технологии при изготовлении бандажированных валков [Текст] / С. В. Гулаков, Н. Г. Заварика // Автоматическая сварка. – 1996. – № 8. – С. 60–61.
39. Ксендзык, Г. В. ЭШН слоя чугуна на внутреннюю поверхность детали [Текст] / Г. В. Ксендзык, Ю. М. Кусков // В кн.: Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка в машиностроении и ремонте. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1981. С. 76–80.
40. Ксендзык, Г. В. Переходная зона при ЭШН дробью хромистого чугуна на сталь [Текст] / Г. В. Ксендзык // В кн.: Новые процессы наплавки. Свойства наплавленного металла и переходной зоны. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона. 1994. С 120–124.
41. Ксендзык, Г. В. Оборудование для электрошлаковой наплавки прокатных валков [Текст] / Г. В. Ксендзык, Ю. М. Кусков // В кн.: Оборудование и материалы для наплавки. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. С. 50–55.
42. Ксендзык, Г. В. ЭШН зернистым присадочным материалом [Текст] / Г. В. Ксендзык, И. И. Фрумин, Ю. М. Кусков // В кн.: Теоретические и технологические основы наплавки. Новые процессы наплавки. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1977. С. 89–95.

43. Кусков, Ю. М. Комплексное исследование свойств наплавленного металла для прокатных валков [Текст] / Ю. М. Кусков, Г. В. Ксендзык // В кн.: Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1977. С. 62–69.
44. Кусков, Ю. М. Применение зернистого присадочного материала при ЭШН прокатных валков [Текст] / Ю. М. Кусков, Г. В. Ксендзык // В кн.: Современные способы наплавки и их применение. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1982. С. 24–29.
45. Кусков, Ю. М. Металлические включения в наплавленном чугуне при ЭШН чугуновых прокатных валков [Текст] / Ю. М. Кусков, Г. В. Ксендзык // В кн.: Новые процессы наплавки. Свойства наплавленного металла и переходной зоны. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1984. С. 68–71.
46. Кусков, Ю. М. Электрошлаковая наплавка: достижения и перспективы (обзор) [Текст] / Ю. М. Кусков // Сварочное производство. – 1999. – № 10. – С. 32–36.
47. Данилов, Л. И. Наплавка КС релит + мельхиор деталей прокатного оборудования [Текст] / Л. И. Данилов, И. В. Нетеса // Автоматическая сварка. – 1986. – № 2. – С. 44–46.
48. Цыкуленко, А. К. К вопросу о выборе способа наплавки композитных валков прокатных станов [Текст] / А. К. Цыкуленко // Проблемы СЭМ. – 1997. – № 2. – С. 74–77.
49. Шабанов, В. Б. Создание комплекса ЭШН жидким присадочным металлом рабочих валков горячей прокатки для непрерывных широкополосных станов [Текст] / В. Б. Шабанов, О. В. Свиридов, Ю. Н. Белобров // Проблемы СЭМ. – 1999. – № 9. – С. 51–54.
50. Медовар, Б. И. ЭШН прокатных валков ЖПМ [Текст] / Б. И. Медовар, А. В. Чернец, Л. Б. Медовар // Проблемы СЭМ. – 1995. – № 1. – С. 6–11.
51. Медовар, Б. И. Композитные прокатные валки с рабочим слоем из быстрорежущей стали [Текст] / Б. И. Медовар, Л. Б. Медовар // Проблемы СЭМ. – 1999. – № 4. – С. 22–24.

52. Медовар, Л. Б. Опыт изготовления быстрорежущих валков ЭШН ЖМ [Текст] / Л. Б. Медовар, А. В. Чернец, В. К. Грановский // Проблемы СЭМ. – 2000. – № 3. – С. 3–9.
53. Медовар, Л. Б. Современные валки прокатных станов. Требования, материалы и способы производства [Текст] / Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко, В. Е. Шевченко // Проблемы СЭМ. – 2001. – № 1. – С. 38–48.
54. Медовар, Л. Б. Проблемы и перспективы производства современных прокатных валков [Текст] / Л. Б. Медовар, В. К. Грановский // Проблемы СЭМ. – 2001. – № 4. – С. 44–47.
55. Кащенко, Ф. Д. Совершенствование наплавки валков заготовочных станов [Текст] / Ф. Д. Кащенко // В кн.: Теорет. и технолог. основы наплавки. Наплавка деталей оборудования металлургии. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1980. С. 52–55.
56. Кащенко, Ф. Д. Особенности износа прокатных валков и вопросы разработки наплавочных материалов [Текст] / Ф. Д. Кащенко, И. И. Фрумин // В кн.: Современные способы наплавки. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1982. С. 24–29.
57. Кащенко, Ф. Д. Особенности наплавки прокатных валков из заэвтектоидных сталей [Текст] / Ф. Д. Кащенко // В кн.: Новые процессы наплавки. Свойства наплавленного металла. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1984. С. 41–44.
58. Кащенко, Ф. Д. Восстановление наплавкой опорных валков листового стана «2500» горячей прокатки [Текст] / Ф. Д. Кащенко, Э. П. Моргун // В кн.: Наплавка. Опыт и эффективность применения. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. С. 14–16.
59. Ветер, В. В. Выбор и разработка наплавочных материалов для восстановления опорных валков чистовых клетей [Текст] / В. В. Ветер // В кн.: Оборудование и материалы для наплавки. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. С. 50–55.
60. Ветер, В. В. Наплавка валков непрерывных широкополосных станов прокатки [Текст] / В. В. Ветер, М. И. Самойлов // Сварочное производство. – 1987. – № 9. – С. – 19–21.

61. Пряхин, А. В. Износостойкая наплавка деталей прокатного оборудования [Текст] / А. В. Пряхин, Л. Н. Бармин // В кн.: Наплавка. Опыт и эффективность применения. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. С. 23–26.
62. Копчан, А. Экономические условия эксплуатации и восстановления прокатных валков [Текст] / А. Копчан // В кн.: Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка деталей оборудования металлургии. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1980. С. 55–57.
63. Proceedings of the International Conference Rolls 2000, 28–29 March, 1996 [Text]. Birmingham, The Institute of Materials, UK. – 261 p.
64. Proceedings of the International Conference Rolls 2000, 12–14 April, 1999 [Text]. Birmingham, The Institute of Materials, UK. – 385 p.
65. 42 MWSP Conference Proceedings [Text]. Toronto, Ontario, Canada, October 22–25, 2000. P. 647–655.
66. Carles, P. Present and future hot strip mill finishing train work rolls [Text] / P. Carles // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers. – Birmingham, UK, April 12–14, 1999. P. 49–59.
67. Nylen, T. Development of carbide reinforced rolls for hot rolling [Text] / T. Nylen // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers. – Birmingham, UK, April 12–14, 1999. P. 121–127.
68. Prenni, L. J. Technology enhanced work rolls for the roughing mill application [Text] / L. J. Prenni, J. Mc. Gregor // 42nd Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. – Toronto, Ontario, Canada, October 22–25, 2000. P. 675–684.
69. De Carvalho, M. A. Microstructure, mechanical properties and wear resistance of high speed rolls for hot rolling mills [Text] / M. A. de Carvalho, R. R. Xavier // Ibid. – P. 685–694.
70. Gaspard, C. Application of the ESR technology to the manufacturing of bimetallic HSS rolls for cold and hot strip mills [Text] / C. Gaspard, S. Bataille // Ibid. – P. 655–663.

71. Kudo, T. HSS rolls: carbide morphology and properties [Text] / T. Kudo // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers. – Birmingham, UK, April 12–14, 1999. P. 71–80.
72. Olt, G. A. The development of forged steel roll metallurgy for hot steel mill applications [Text] / G. A. Olt // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. – Baltimore, M. D., USA, October 24–27, 1999. P. 321–334.
73. Ryu, J. H. Thermal fatigue and wear properties of high speed steel roll for hot strip mill [Text] / J. H. Ryu, J. I. Park // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers. – Birmingham, UK, April 12–14, 1999. P. 91–99.
74. Adams, T. P. Properties of hot strip mill rolls and rolling [Text] / T. P. Adams, D. B. Collins // Proc. of 40th Mechanical working and steel processing conf. – Pittsburgh, Pennsylvania. Oct. 25–28, 1998. P. 427–431.
75. Webber, R. J. The use of high-speed steel rolls in the hot mill finishing stands at Dofasco [Text] / R. J. Webber, E. J. Kerr, W. Hill // Rolls 2000, Programme and Conference Papers. – Birmingham, UK, March 28–29, 1996. P. 67–76.
76. Hashimoto, M. Recent technical trends of hot strip mill rolls at Nippon Steel Corporation [Text] / M. Hashimoto, S. Shibao // Rolls 2000, Programme and Conference Papers. – Birmingham, UK, March 28–29, 1996. P. 76–89.
77. Gaspard, C. Forged semi-HSS and HSS rolls designed for cold rolling reduction mills [Text] / C. Gaspard, S. Bataille, et al // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. – Baltimore, M. D., USA, October 24–27, 1999. P. 559–565.
78. Быстров, В. А. Энергосберегающая технология электрошлакового литья биметаллических прокатных валков [Текст] / В. А. Быстров, В. И. Верёвкин, И. Ф. Селянин // Известия вузов. Черная металлургия. – 2000. – № 8. – С. 76–80.
79. Быстров, В. А. Высокотемпературный износ и упрочнение металлургического оборудования [Текст] / В. А. Быстров // Известия вузов. Черная металлургия. – 2001. – № 10. – С. 31–38.

80. Усынин, В. Ф. Наплавка валков холодной прокатки [Текст] / В. Ф. Усынин, Б. А. Кулишенко, Л. Г. Толстых // Сварочное производство. – 1977. – № 7. – С. 42–43.
81. Зубков, Н. С. Повышение износостойкости валков холодной прокатки плазменной наплавкой [Текст] / Н. С. Зубков, Н. Н. Малущин, А. Г. Дониях // Автоматическая сварка. – 1983. – № 7. – С. 70–71.
82. Зубков, Н. С. Регулирование термического цикла при наплавке закаливающих сталей [Текст] / Н. С. Зубков, Н. Н. Малущин, В. А. Терентьев, Н. С. Федоров // Автоматическая сварка. – 1978. – № 12. – С. 25–26.
83. Лазерные технологии повышения стойкости прокатных валков [Текст] // Научное обозрение. Технические науки. – 2014. – № 1. – С. 110–118.
84. Гаврилов, Г. Н. Особенности формирования структуры сталей при лазерном термическом цикле [Текст] / Г. Н. Гаврилов, В. Кастро, И. Брауэр, Е. С. Беляев // Заготовительные производства в машиностроении. – 2011. – № 12. – С. 38–41.
85. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки [Текст] / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров. – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 664 с.
86. Пахомова, Н. А. Структурные изменения в стали Р6М5 при поверхностном оплавлении электронным лучом [Текст] / Н. А. Пахомова, И. Артингер, О. А. Банных, В. А. Ермишкин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – № 10. – С. 13–15.
87. Соснин, Н. А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение [Текст] / Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский. – М.: Машиностроение, 2008. – 406 с.
88. Соснин, Н. А. Плазменные технологии. Руководство для инженеров [Текст] / Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский. – СПб.: изд. Политехнического ун-та, 2013. – 406 с.
89. Корабельников, А. М. Об изменениях структуры и ликвационной неоднородности наплавленной стали Р2М8 при повторном нагреве [Текст] / А. М. Кора-

- бельников, В. А. Терентьев, В. В. Горковенко // Известия вузов. Черная металлургия. – 1992. – № 2. С. – 52–54.
90. Шевченко, О. И. Формирование структуры плазменных покрытий при наплавке [Текст] / О. И. Шевченко // Проблемы физического металловедения перспективных материалов. XVI Уральская школа металловедов термистов. Тезисы докладов. – Уфа, 2002. С. 173.
 91. Шевченко, О. И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке за счет технологических воздействий [Текст] / О. И. Шевченко. Дис. ... докт. техн. наук: 05.02.01 / Шевченко Олег Игоревич. – Екатеринбург, 2006. – 355 с.
 92. Гаврилова, Т. М. Влияние ультразвука на фазовый состав покрытий 10P6M5 [Текст] / Т. М. Гаврилова, О. И. Шевченко, Г. Е. Трёкин, В. М. Фарбер // Тяжелое машиностроение. – 2004. – № 6. – С. 31–33.
 93. Кочанов, А. В. Разработка конструкции устройства и технологии упрочнения валков листовых станов поверхностным пластическим деформированием [Текст] / А. В. Кочанов, С. М. Горбатюк // Черные металлы. – 2013. – № 2. – С. 14–18.
 94. Райков, С. В. Физическая природа упрочнения и защита поверхности металлов и сплавов концентрированными потоками энергии [Текст] / С. В. Райков. Дис. ... докт. техн. наук: 01.04.07 / Райков Сергей Валентинович. – Новокузнецк, 2017. – 287 с.
 95. Капралов, Е. В. Наноструктурные состояния и свойства наплавки, сформированной на стали порошковой проволокой [Текст] / Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58. – № 4. – С. 39–45.
 96. Зубков, Н. С. Изготовление наплавленного металлорежущего инструмента [Текст] / Н. С. Зубков, В. А. Тютяев, Е. Н. Зубкова. – Тверь: Изд-во Тверского гос. техн. ун-та, 1998. – 124 с.
 97. Зубкова, Е. Н. Изготовление металлорежущего инструмента методом наплавки [Текст] / Е. Н. Зубкова // Сварочное производство. – 2002. – № 7. – С. 34–35.

98. Зубкова, Е. Н. Изготовление наплавленного металлорежущего инструмента повышенной надежности [Текст] / Е. Н. Зубкова // Технология машиностроения. – 2002. – № 2. – С. 22–23.
99. Коровин, В. А. Эффективность микролегирования стали 150ХНМЛ ванадием при получении прокатных валков [Текст] / В. А. Коровин, И. О. Леушин, А. С. Киров, С. В. Костромин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – № 1. – С. 44–47.
100. Ильин, С. И. Технология термической обработки сталей [Текст] / С. И. Ильин, Ю. Д. Корягин. – Челябинск: изд. центр ЮУрГУ, 2009. – 120 с.
101. Нефедьев, С. П. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость твёрдых наплавленных покрытий [Текст] / С. П. Нефедьев, Р. Р. Дёма, Д. А. Котенко // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2015. – Т. 15. – № 1. – С. 103–106.
102. Акулов, А. И. Технология и оборудование сварки плавлением [Текст] / А. И. Акулов, Г. А. Бельчук, В. П. Демянцевич. – М.: Машиностроение, 1977. – 432 с.
103. Багрянский, К. В. Теория сварочных процессов [Текст] / К. В. Багрянский, З. А. Добротина, К. К. Хренов. – Киев: Вища школа, 1976. – 424 с.
104. Николаев, Г. А. Расчет, проектирование и изготовление сварочных конструкций [Текст] / Г. А. Николаев, В. А. Винокуров, С. А. Куркин. – М.: Высшая школа, 1971. – 760 с.
105. Окерблом, Н. О. Проектирование технологии изготовления сварочных конструкций [Текст] / Н. О. Окерблом, В. П. Демянцевич, И. П. Байкова. – Судпромгиз, 1963. – 602 с.
106. Фролов, В. В. Теоретические основы сварки [Текст] / В. В. Фролов и др. – М.: Высшая школа, 1970. – 592 с.
107. Походня, И. К. Сварка порошковой проволокой [Текст] / И. К. Походня, А. М. Суптель, В. Н. Шляпаков. – Киев: Наукова думка, 1972. – 223 с.
108. Походня, И. К. Газы в сварных швах [Текст] / И. К. Походня. – М.: Машиностроение, 1972. – 256 с.

109. Петров, Г. Л. Сварочные материалы [Текст] / Г. Л. Петров. – Л.: Машиностроение, 1972. – 280 с.
110. Шоршоров, М. Х. Металловедение сварки сталей и сплавов титана [Текст] / М. Х. Шоршоров. – М.: Наука, 1965. – 336 с.
111. Прохоров, Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке Т. 1 [Текст] / Н. Н. Прохоров. – М.: Металлургия, 1968. – 695 с.
112. Прохоров, Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке Т. 2 [Текст] / Н. Н. Прохоров. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.
113. Боровушкин, И. В. Влияние водорода на образование околошовных трещин при сварке закаливающихся сталей [Текст] / И. В. Боровушкин, Г. Л. Петров // Сварочное производство. – 1966. – № 11. – С. 13–15.
114. Фролов, В. В. Поведение водорода при сварке плавлением [Текст] / В. В. Фролов. – М.: Машиностроение, 1966. – 153 с.
115. Энтин, Р. И. Превращения аустенита в стали [Текст] / Р. И. Энтин. – М.: Metallurgizdat, 1960. – 252 с.
116. Курдюмов, Г. В. К теории мартенситных превращений [Текст] / Г. В. Курдюмов // В сб. Проблемы металловедения и физики металлов. Вып. 3. – Metallurgizdat, 1952. С. 9–45.
117. Курдюмов, Г. В. Явления закалки и отпуска стали [Текст] / Г. В. Курдюмов. – М.: Metallurgizdat, 1960. – 64 с.
118. Коттрелл, А. Х. Строение металлов и сплавов [Текст] / А. Х. Коттрелл. – М.: Metallurgizdat, 1961. – 288 с.
119. Штейнберг, С. С. Металловедение [Текст] / С. С. Штейнберг. – Свердловск: Metallurgizdat, 1961. – 598 с.
120. Холломон, Д. Н. Образование зародышей при фазовых превращениях [Текст] / Д. Н. Холломон, Д. Тарнбалл // В сб. Успехи физики металлов. Вып. 1. – М.: Metallurgizdat, 1956. С. 304–368.
121. Билби, Б. А. Мартенситные превращения [Текст] / Б. А. Билби., Д. В. Кристиан // В сб. Фазовые превращения в стали. – М.: Metallurgizdat, 1961. С. 7–72.

122. Кауфман, Л. Термодинамика и кинетика мартенситных превращений [Текст] / Л. Кауфман, М. Коэн. // В сб. Успехи физики металлов. Вып. 4. – М.: Металлургиздат, 1961. С. 8–36.
123. Береснев, Г. А. Склонность к хрупкому разрушению мартенсито – стареющей стали H18K9M5T (MC200) и высокопрочной стали мартенситного класса [Текст] / Г. А. Береснев, В. А. Вылежнев, В. И.Саррак // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1968. – № 6. – С. 22–25.
124. Архаров, В. И. Кристаллография закаленной стали [Текст] / В. И. Архаров. – М.: Металлургиздат, 1951. – 138 с.
125. Русаков, А. А. Рентгенография металлов [Текст] / А. А. Русаков. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
126. Collette, G. Contribution al'etude des transformation des austenites a 12 % Mn [Text] / G. Collette, C. Grussard, A. Kohn, J. Plateau, G. Pomey // Revue de Metallurgie. – 1957. – No. 6. – P. – 433–486.
127. Kutsuna, M. Zero Welding Process (Report I) – Welding by Utilixing – Martensitic Transformation [Text] / M. Kutsuna, J. Jub. Masumoto // Transactions the Japan Welding Jociety. – 1973. – Vol. 4. No. 1. P. 104–112.
128. Кузьмак, Е. М. Кинетика фазовых превращений при сварке термоупрочненных сталей 15ХГ и 10Г2ФР [Текст] / Е. М. Кузьмак // Сварочное производство. – 1974. – № 12. – С. 6–9.
129. Кузьмак, Е. М. Применение электрошлаковой сварки с зональным регулированием термических циклов для производства нефтехимической аппаратуры из стали 16ГС и 09Г2С [Текст] / Е. М. Кузьмак // Сварочное производство. – 1975. – № 6. – С. 16–19.
130. Кузьмак, Е. М. О применении сопутствующего охлаждения для получения равнопрочных сварных соединений в конструкциях из термически упрочненной стали [Текст] / Е. М. Кузьмак // Сварочное производство. – 1969. – № 1. – С. 4–7.

131. Кузьмак, Е. М. Оптимизация параметров термического цикла сварки термически упрочненной стали 10Г2ФР по ударной вязкости [Текст] / Е. М. Кузьмак // Сварочное производство. – 1976. – № 4. – С. 18–20.
132. Кайбышев, О. А. Пластичность и сверхпластичность металлов [Текст] / О. А. Кайбышев. – М.: Metallurgiya, 1975. – 280 с.
133. Кайбышев, О. А. Сверхпластичность промышленных сплавов [Текст] / О. А. Кайбышев. – М.: Metallurgiya, 1984. – 264 с.
134. Полухин, П. И. Физические основы пластической деформации [Текст] / П. И. Полухин, С. С. Горелик, В. К. Воронцов. – М.: Metallurgiya, 1982. – 84 с.
135. Гнусов, С. Ф. Применение эффекта сверхпластичности сталей в инструментальном производстве [Текст] / С. Ф. Гнусов. – Томск: НТЛ, 2008. – 237 с.
136. Гуляев, А. П. Сверхпластичность стали [Текст] / А. П. Гуляев. – М.: Metallurgiya, 1982. – 56 с.
137. Гуляев, А. П. Технологическая пластичность быстрорежущих сталей [Текст] / А. П. Гуляев, Л. М. Сармянова // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. – 1969. – № 7. – С. 2–9.
138. Тусупжанов, А. Е. Закономерности изменения структурно-фазовых состояний и механических свойств аустенитных сплавов при термомеханической обработке [Текст] / А. Е. Тусупжанов. Дис. ... канд. техн. наук: 01.04.07 / Тусупжанов Айдын Елеусызович. – Красноярск, 2020. – 122 с.
139. Новиков, И. И. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном [Текст] / И. И. Новиков, В. К. Портной. – М.: Metallurgiya, 1981. – 168 с.
140. Панин, В. Е. Структурные уровни деформации твердых тел [Текст] / В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев. – Новосибирск: Наука, 1985. – 230 с.
141. Жилаев, А. П. Сверхпластичность и границы зёрен в ультрамелкозернистых материалах: монография [Текст] / А. П. Жилаев, А. И. Пшеничнюк. – М.: Физматлит, 2008. – 320 с.
142. Ларионов, Л. Н. Физические основы прочности и пластичности металлов [Текст] / Л. Н. Ларионов. – М.: Metallurgizdat, 1963. – 255 с.

143. Грабский, М. В. Структурная сверхпластичность металлов [Текст] / М. В. Грабский: пер. с польск. Г. Н. Мехеда. – М.: Металлургия, 1975. – 270 с.
144. Потехин, В. А. Влияние мартенситного превращения на кинетику формирования термических напряжений в стали ООХ12Н9МТЮ [Текст] / В. А. Потехин, М. И. Разиков, В. Я. Дубских // Автоматическая сварка. – 1972. – № 1. – С. 17–21.
145. Пигенко, А. А. Особенности пластической деформации мартенситно-стареющей стали в γ -области в интервале $\gamma - \alpha$ -превращения [Текст] / А. А. Пигенко, М. Л. Шоршоров, Т. А. Чернышева, А. Я. Донцова // Физика и химия обработки металлов. – 1975. – № 13. – С. 91–95.
146. Humphreys, F. J. Recrystallization and related annealing phenomena [Text] / F. J. Humphreys, M. Hatherly // Oxford: Pergamon, 1995. – 497 p.
147. Burke, J. E. Recrystallization and grain growth [Text] / J. E. Burke, D. Turnbull // Prog. Met. Phys. – 1952. – No. 3. – P. 220–292.
148. Martin, J. W. Stability of microstructure in metallic systems [Text] / J. W. Martin, R. D. Doherty, B. Cantor; 2-nd. ed. – Cambridge: Cambridge University Press. 1997. – 426 p.
149. Guy, A. G. Elements of physical metallurgy [Text] / A. G. Guy // Reading: Masso Addison-Wesley Pub. Co., 1959. – 528 p.
150. Cotterill, P. Recrystallisation and grain growth in metals [Text] / P. Cotterill, P. R. Mould. – Longdon: Surrey University Press; International Textbook Co., 1976. – 409 p.
151. Langdon, T. G. The physics of superplastic deformation [Text] / T. G. Langdon // Materials Science and Engineering. – 1991. – Vol. 137. – P. 1–11.
152. Langdon, T. G. Superplasticity in ultrafine-grained materials [Text] / T. G. Langdon // Key engineering materials. – 1994. – Vol. 97-98. – P. 109–124.
153. Backofen, W. A. Superplasticity in Al-Zn alloy [Text] / W. A. Backofen, I. R. Turner, D. H. Avery. – Trans. ASM. – 1964. – Vol. 57. – P. 980–990.
154. Пуарье, Ж. П. Высокотемпературная пластичность кристаллических тел [Текст] / Ж. П. Пуарье. – М.: Металлургия, 1982. – 272 с.

155. Пат. №339364 РФ. Способ многопроходной сварки [Текст] / Н.П. Петровичев, Г.Б. Строганов, А.П. Фомин. Заявл.05.06.1970; опубл. 24.05.1972. Бюл. № 17.
156. ГОСТ 3541 – 79. Валки стальные кованые для холодной прокатки металлов [Текст]. – М.: Издательство стандартов, 1979.
157. Полухин, В. П. Надежность и долговечность валков холодной прокатки [Текст] / В. П. Полухин, В. А. Николаев, П. Г. Шульман. – М.: Metallurgiya, 1979. – 503 с.
158. Боровик, Л. И. Эксплуатация валков стана холодной прокатки [Текст] / Л. И. Боровик. – М.: Metallurgiya, 1988. – 232 с.
159. Петров, А. С. Производство валков холодной прокатки [Текст] / А. С. Петров, И. И. Карманов. – М.: Metallurgizdat, 1972. – 216 с.
160. Новиков, В. Н. Валки листовых станов холодной прокатки [Текст] / В. Н. Новиков, В. К. Белосевич, С. М. Гамазанов. – М.: Metallurgiya, 1970. – 335 с.
161. Геден, М. В. Термическая обработка валков холодной прокатки [Текст] / М. В. Геден, Г. Н. Соболев, И. В. Пансов. – М.: Metallurgiya, 1973. – 344 с.
162. Барзий, В. К. Повторная закалка рабочих валков станов холодной прокатки [Текст] / В. К. Барзий // Сталь. – 1967. – № 7. – С. 629–630.
163. Полухин, В. П. Составной рабочий инструмент прокатных станов [Текст] / В. П. Полухин, П. И. Полухин, В. А. Николаев. – М.: Metallurgiya, 1977. – 88 с.
164. А. с. № 141879 СССР. Способ повышения стойкости стальных валков для станов холодной прокатки [Текст] / В. К. Барзий, П. В. Арзамов. Заявл.18.02.1961; опубл. 08.12.1961. Бюл. № 20.
165. Будагьянц, Н. А. Литые прокатные валки [Текст] / Н. А. Будагьянц, В. Е. Карсский. – М.: Metallurgiya, 1983. – 540 с.
166. Скороходов, В. Н. Некоторые аспекты эксплуатации валков на стане горячей прокатки [Текст] / В. Н. Скороходов // Сталь. – 2001. – № 8. – С. 8–13.
167. Синнаве, М. Современные высокопроизводительные прокатные валки, особенности и перспективы их эксплуатации [Текст] / М. Синнаве // Сталь. – 2001. – № 8. – С. 2–8.

168. Гонсалвес, Дж. Л. Износ фрезерных валков холодной прокатки: методологический подход [Текст] / Дж. Л. Гонсалвес, Дж. Д. Б. де Мелло, Х. Л. Коста // Износ. – 2019. – Т. 426. – С. 1523–1535.
169. Де Мелло, Дж. Д. Б. Влияние текстурирования поверхности и твердого хромового покрытия на износ сталей, используемых в прокатных валках холодной прокатки [Текст] / Дж. Д. Б. Де Мелло, Дж. Л. Гонсалвес, Х. Л. Коста // Износ. – 2013. – Т. 302. – С. 1295–1309.
170. Кульков, С. Н. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама [Текст] / С. Н. Кульков, С. Ф. Гнусов. – Томск: НТЛ, 2006. – 240 с.
171. Современные тенденции модифицирования структуры и свойств материалов [Текст] / Под общ. ред. Н. Н. Коваля и В. Е. Громова. – Томск: НТЛ, 2015. – 358 с.
172. Батаев, В. А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: монография [Текст] / В. А. Батаев, А. А. Батаев. – Новосибирск: изд. НГТУ, 2002. – 383 с.
173. Батаев, А. А. Особенности процессов, происходящих при ультразвуковой поверхностной пластической деформации и термической обработке технического железа [Текст] / А. А. Батаев, В. А. Батаев, И. А. Батаев, Т. В. Журавина, Е. Б. Макарова, Д. В. Павлюкова, Ю. Н. Ромашова // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т.13. – № 2. – С. 97–101.
174. Батаев, В. А. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей [Текст] / В. А. Батаев, А. А. Батаев, А. П. Алхимов. – Новосибирск: изд. НГТУ, 2006. – 220 с.
175. Глезер, А. М. Структура и механические свойства легированных сплавов на основе FeCo [Текст] / А. М. Глезер, Т. М. Ширинов, М. И. Яскевич, В. Е. Громов, С. В. Коновалов – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2009. – 142 с.
176. Глезер, А. М. Механическое поведение аморфных сплавов [Текст] / А. М. Глезер, И. Е. Пермякова, В. Е. Громов, В. В. Коваленко. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2006. – 416 с.

177. Глезер, А. М. Перспективные материалы. Структура и методы исследования [Текст] / А. М. Глезер, Д. В. Алдохин и др.; под ред. Д. Л. Меерсона. – М.: изд. МИСиС. 2006. – 535 с.
178. Гурьев, А. М. Влияние режимов термической обработки на структуру и физико – механические свойства быстрорежущей стали [Текст] / А. М. Гурьев, С. Г. Иванов, М. А. Гурьев, А. А. Бердыченко, Е. В. Черных // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2018. – Т. 15. – № 1. – С. 103–108.
179. Багмутов, В. П. Структурно-фазовые состояния перспективных металлических материалов (монография) [Текст] / В. П. Багмутов, Е. Г. Белов, И. А. Божко, Е. А. Будовских, Е. С. Ващук, О. А. Власова, А. А. Викарчук, А. В. Вострецова, В. Е. Громов, А. В. Громова, Г. С. Гун, А. М. Гурьев, В. И. Данилов, С. В. Дмитриев, О. Ю. Ефимов, А. Ю. Ерошенко, Ю. Ф. Иванов; отв. редактор В. Е. Громов. – Новокузнецк: Новокузнецкая полиграфическая компания, 2009. – 613 с.
180. Капралов, Е. В. Структура и свойства композиционных износостойких наплавов на сталь: монография [Текст] / Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, С. В. Райков, Ю. Ф. Иванов. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 109 с.
181. Будовских, Е. А. Формирование структурно – фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно – пучковой обработке (монография) [Текст] / Е. А. Будовских, Е. С. Ващук, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Н. Н. Коваль, Т. Н. Осколкова и др. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2011. – 212 с.
182. Антонова, А. В. Эволюция структуры и свойства металлических материалов [Текст] / А. В. Антонова, Г. П. Бакач, Ю. И. Чумляков, Р. В. Чурбаев, Ю. П. Шаркеев. – Томск: НТЛ, 2007. – 444 с.
183. Багаутдинов, А. Я. Структура и свойства перспективных материалов [Текст] / А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. П. Шаркеев, Т. М. Ширинов. – Томск: НТЛ, 2008. – 580 с.

184. Курзина, И. А. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-плазменном воздействии [Текст] / И. А. Курзина, Э. В. Козлов, Ю. П. Шаркеев, С. В. Фортуна, Н. А. Конева, И. А. Божко, М. П. Калашников. – Томск: НТЛ, 2008. – 324 с.
185. Зуев, Л. Б. Физика макролокализации пластического течения [Текст] / Л. Б. Зуев, В. И. Данилов, С. А. Баранникова. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.
186. Панин, С. В. Проблемы разрушения поверхностно упрочненных материалов с различной геометрией границы раздела покрытие – основа [Текст] / С. В. Панин, С. К. Юсиф, Б. Б. Овечкин, В. П. Сергеев, И. В. Власов, В. Е. Панин // Известия Томского политехнического университета [Известия ТПУ]. – 2011. – Т. 319, – № 2. Математика и механика. Физика. – С. 50–57.
187. Смирнова, А. С. Влияние наноструктурирования поверхностных слоев на усталостную долговечность конструкционной стали 09Г2С [Текст] / А. С. Смирнова, Ю. И. Почивалов, В. Е. Панин // Материалы и технологии новых поколений в современном материаловедении: сборник трудов конференции. – Томск: ТПУ, 2015. С. 64–68.
188. Гнеденко, Б. В. Математические методы в теории надежности [Текст] / Б. В. Гнеденко, Ю. К. Беляев, А. Л. Соловьев. – М.: Наука, 1965. – 523 с.
189. Шор, Б. Я. Статистические методы анализа и контроля качества и надежности [Текст] / Б. Я. Шор. – М.: Советское радио, 1962. – 552 с.
190. Шор, Б. Я. Таблицы для анализа и контроля надежности [Текст] / Б. Я. Шор, Ф. И. Кузьмин. – М.: Советское радио, 1968. – 284 с.
191. Малушин, Н. Н. Статистический анализ долговечности и качества рабочих валков холодной прокатки [Текст] / Н. Н. Малушин, В. А. Рыбнянец // Металлургия: Технологии, управление, инновации, качество: труды Всероссийской научно-практической конференции. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2012. С. 112–114.
192. Бойков, В. В. О долговечности и надежности рабочих валков непрерывных листовых станов холодной прокатки [Текст] / В. В. Бойков, Н. С. Зубков, Н. С.

- Шкредова, Н. Н. Малушин, Л. Н. Рудакова // Известия вузов. Черная металлургия. – 1979. – № 12. – С. 107–109.
193. Малушин, Н. Н. Причины выхода из строя наплавленных опорных валков стана горячей прокатки 810 [Текст] / Н. Н. Малушин, Н. С. Зубков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1988. – № 6. – С. 151–152.
194. Малушин, Н. Н. Анализ работоспособности наплавленных рабочих валков стана холодной прокатки [Текст] / Н. Н. Малушин, Н. С. Зубков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1989. – № 10. – С. 62–65.
195. Малушин, Н. Н. Эксплуатационная стойкость наплавленных рабочих валков реверсивного стана холодной прокатки [Текст] / Н. Н. Малушин, Н. С. Зубков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1990. – № 6. – С. 39–42.
196. Малушин, Н. Н. Повышение надежности и работоспособности наплавленных рабочих валков холодной прокатки [Текст] / Н. Н. Малушин, Н. С. Зубков // Теоретические основы наплавки. Повышение надежности и работоспособности наплавленных деталей: тезисы докладов республиканского семинара. – Киев, 1989. С. 33–34.
197. Малушин, Н. Н. Разработка и исследование способа наплавки закаливающихся сталей [Текст] / Н. Н. Малушин. Дис. ... канд. техн. наук: 05.04.05 / Малушин Николай Николаевич. – Ленинград, 1979. – 113с.
198. Плазменная технология: Опыт разработки и внедрения [Текст] / Сост. А. Н. Герасимова. – Л.: Лениздат, 1980. – 152 с.
199. Сидоров, А. И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой [Текст] / А. И. Сидоров. – М.: Машиностроение, 1987. – 192 с.
200. Вайнерман, А. Е. Плазменная наплавка металлов [Текст] / А. Е. Вайнерман, В. Д. Веселков, В. С. Новосадов. – Л.: Машиностроение, 1969. – 190 с.
201. Малаховский, В. А. Плазменные процессы в сварочном производстве [Текст] / В. А. Малаховский. – М.: Высшая школа, 1988. – 72 с.
202. Гладкий, П. В. Центробежная плазменная наплавка [Текст] / П. В. Гладкий, А. П. Сом, Е. П. Переплетчиков // Новые процессы наплавки, свойства наплавленного металла и переходной зоны. – 1984. С. 31–34.

203. Поздеев, Г. А. Упрочнение деталей металлургического' оборудования плазменной наплавкой [Текст] / Г. А. Поздеев // Бюллетень научно-технической информации. Черная металлургия. – 1989. – Вып. 5. – С. 30–47.
204. Резенберг, М. Г. Определение основных параметров режимов плазменно-порошковой наплавки [Текст] / М. Г. Резенберг, Г. А. Поздеев // Сварочное производство. – 1989. – № 12. – С. 21–23.
205. Бакурская, М. А. Плазменная наплавка и ее применение зарубежными фирмами [Текст] / М. А. Бакурская, Э. С. Комарчева. – М.: Информэлектро, 1984. – 24 с.
206. Ронский, В. Л. Плазмотрон для плазменно-дуговой сварки с аксиальной подачей электродной проволоки [Текст] / В. Л. Ронский, В. Д. Фогель, Б. Л. Боженко // Сварочное производство. – 1986. – № 6. – С. 6–7.
207. Астахин, В. И. Способы соединения меди с вольфрамом при изготовлении биметаллических электродов для плазмотронов [Текст] / В. И. Астахин, Т. А. Кострова // Сварочное производство. – 1983. – № 10. – С. 27–28.
208. Ермаков, С. А. Разработка сварочных плазмотронов [Текст] / С. А. Ермаков, Н. А. Соснин // Труды ЛПИ. – Л., 1978. С. 81–86.
209. Демянцевич, В. П. Некоторые пути повышения эффективности плазменной дуги [Текст] / В. П. Демянцевич, Н. А. Соснин // Сварочное производство. – 1974. – № 4. – С. 15–17.
210. Демянцевич, В. П. Взаимодействие микроплазменной дуги с нагреваемым телом [Текст] / В. П. Демянцевич, Н. П. Михайлов // Сварочное производство. – 1973. – № 8. – С. 2–4.
211. Лужанский, И. Б. Прогрессивные способы наплавки [Текст] / И. Б. Лужанский. – М.: Машиностроение, 1984. – 56 с.
212. Быховский, Д. Г. Энергетические характеристики плазменной дуги при сварке на обратной полярности [Текст] / Д. Г. Быховский, В. М. Беляев // Автоматическая сварка. – 1971. – № 5. – С. 27–30.
213. Беляев, В. М. Особенности плазменного нагрева в процессах плазменной наплавки [Текст] / В. М. Беляев, Н. Н. Малущин, С. В. Райков, Ю. Г.

- Сильвестров // Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий: тезисы докладов международной конференции. – Новокузнецк, 1995. С. 186.
214. Беляев, В. М. Компактный плазмотрон для упрочняющей наплавки порошкообразными материалами [Текст] / В. М. Беляев, Н. Н. Малушин, Ю. Г. Сильвестров // Актуальные проблемы материаловедения: материалы 6 Международной научно-практической конференции под ред. П. С. Носарева. – Новокузнецк: СибГИУ, 1999. С. 149.
215. Зубков, Н. С. Измерение и контроль теплового состояния изделия при плазменной наплавке [Текст] / Н. С. Зубков, В. А. Терентьев // Информационный листок КЦНТИ № 307-77. – Кемерово, 1977. – 2 с.
216. Зубков, Н. С. Установка для плазменной наплавки [Текст] / Н. С. Зубков, В. А. Терентьев // Информационный листок КЦНТИ № 121-77. – Кемерово, 1977. – 2 с.
217. Зубков, Н. С. Плазмотрон для плазменной наплавки [Текст] / Н. С. Зубков, В. А. Терентьев, Н. С. Федоров // Информационный листок КЦНТИ № 212-77. – Кемерово, 1977. – 4 с.
218. Терентьев, В. А. Совершенствование технологии дуговой сваркопайки вольфрамового стержня с медной заготовкой при изготовлении биметаллических электродов плазмотронов [Текст] / В. А. Терентьев, В. Г. Шапенков, Н. С. Зубков // Автоматическая сварка. – 1990. – № 7. – С. 58–62.
219. Терентьев, В. А. Расчет геометрических параметров валиков и наплавленного слоя при плазменной наплавке порошковой проволокой [Текст] / В. А. Терентьев, Н. С. Зубков // Пути повышения эффективности сварочного производства. Сборник. – Красноярск, 1982. С. 89–91.
220. Зубков, Н. С. Энергетические характеристики плазменной дуги обратной полярности и влияние распределения теплового потока на технологические параметры процесса наплавки [Текст] / Н. С. Зубков, В. А. Терентьев // Сварочное производство. – 1982. – № 2. – С. 17–20.

221. Терентьев, В. А. Энергетические характеристики плазменной дуги и тепловая эффективность процесса плавления присадочного металла [Текст] / В. А. Терентьев, Н. С. Зубков // Автоматическая сварка. – 1982. – № 2. – С. 26–28.
222. Малушин, Н. Н. Процессы и технология наплавки [Текст] / Н. Н. Малушин, В. А. Терентьев. – Новокузнецк: Издательский центр СибГГМА, 1997. – 108 с.
223. Малушин, Н. Н. Плазменная наплавка [Текст] / Н. Н. Малушин, В. А. Терентьев. – Новокузнецк: Издательский центр СибГГМА, 1997. – 80 с.
224. Малушин, Н. Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями: монография [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев. – Томск: изд. ТПУ, 2013. – 358 с.
225. Малушин, Н. Н. Наплавка деталей горно-металлургического комплекса теплостойкими сталями высокой твердости: монография [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев, В. Л. Осетковский, С. А. Солодский. – Томск: изд. ТПУ, 2015. – 160 с.
226. Малушин, Н. Н. Технологии наплавки деталей горно-металлургического комплекса теплостойкими высокой твердости: монография [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев, В. Л. Осетковский, С. А. Солодковский. – Томск: изд. ТПУ, 2015. – 212 с.
227. Малушин, Н. Н. Установки для плазменной наплавки деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин, С. В. Райков // Металлургия: Технологии, управление, инновации, качество: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции; под ред. Е. В. Протопопова. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2011. С. 189–194.
228. Малушин, Н. Н. Термический цикл и устройства для его реализации при плазменной наплавке деталей металлургического оборудования из быстрорежущими теплостойкими сталями [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов 1V Международной научно-практической конференции с элементами научной

- школы для молодых ученых / Юргинский технологический институт. – Томск: изд. Томского политехнического университета, 2013. С.258–262.
229. А. с. № 1208678 СССР, В 23 К 9/04. Устройство для охлаждения наплавленных деталей [Текст] / В. А. Терентьев, Н. С. Зубков, Б. Е. Пак, Н. Н. Малушин. Заявл. 04.01.1984; опубл. 10.05.2013. Бюл. № 13. С. 5.
230. А. с. № 632139 СССР, М, Кл². В23К 35/36. Шихта порошковой проволоки [Текст] / Н. С. Зубков, Н. Н. Малушин, Н. С. Федоров, В. А. Терентьев, Б. Е. Пак. Заявл. 07.04.1977; опубл. 10.05.2013 в бюл. «Изобретения. Полезные модели» в разделе «Авторские свидетельства СССР и патенты на изобретения, ранее не публиковавшиеся» № 13.
231. А. с. № 623486 СССР, М. Кл.² В 23 К 35/36. Шихта порошковой проволоки [Текст] / Н. С. Зубков, Б. Е. Пак, В. А. Терентьев, М. В. Бекиш, Н. С. Федоров, Г. Г. Гладышев, Н. Н. Малушин, В. П. Образцов. Заявл. 07.04.1977; опубл. 10.05.2013. Бюл. № 13. С. 4.
232. А. с. № 635851 СССР, М. Кл.² В 23 К 35/36. Шихта порошковой проволоки [Текст] / Н. С. Зубков, Н. С. Федоров, В. А. Терентьев, М. В. Бекиш, Н. Н. Малушин, Б. Е. Пак, Г. Г. Гладышев, В. П. Образцов. Заявл. 07.06.1977; опубл. 10.05.2013. Бюл. № 13. С. 5.
233. А. с. № 733213 СССР, М. Кл.² В 23 К 35/36. Шихта порошковой проволоки [Текст] / Н. С. Зубков, А. П. Калинин, В. Ф. Игушев, А. И. Шадрин, Н. Н. Малушин, Н. С. Федоров. Заявл. 30.01.1978; опубл. 10.05.2013. Бюл. № 13. С. 5.
234. А. с. № 1029515 СССР, М. Кл. В23К 35/36. Шихта порошковой проволоки для плазменной наплавки в азотосодержащих газовых смесях и последующего азотирования [Текст] / Н. Н. Малушин, Н. С. Зубков, Л. Н. Рудакова. Заявл. 16.12.1981; опубл. 10.05.2013. Бюл. № 13. С. 5.
235. А. с. № 1186663 СССР, С 21 D 9/38. Способ восстановления валков станов холодной прокатки [Текст] / Н. Н. Малушин, Н. С. Зубков, Л. Н. Рудакова. Заявл. 23.10.1984; опубл. 10.05.2013. Бюл. № 13. С. 5.

236. Пат. № 2492981 РФ. Шихта порошковой проволоки. МПК В23К 35/36 (2006.01) [Текст] / Н. А. Козырев, Н. Н. Малушин, В. М. Шурупов, О. Е. Козырева. Заявл. 05.09.2012; опубл. 20.09.2013. Бюл. № 26. С. 6.
237. Пат. № 2634526 РФ. Шихта порошковой проволоки. МПК G01N (2006.01) [Текст] / Н. Н. Малушин, Е. А. Будовских, С. Б. Сапожков, Д. В. Валуев, В. Л. Осетковский, А. П. Ковалев, И. В. Осетковский. Заявл. 07.12.2016; опубл. 31.10.2017. Бюл. № 31. С. 4.
238. Пат. № 2681049 РФ. Шихта порошковой проволоки для наплавки в азотсодержащей среде [Текст] / Н. Н. Малушин, Е. А. Будовских, В. Л. Осетковский, А. П. Ковалев, И. В. Осетковский, Р. А. Гизатулин. Заявл. 21.11.2017; опубл. 01.03.2019. Бюл. № 7. С. 4.
239. Малушин, Н. Н. Технология, оборудование и порошковые проволоки для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота / Н. Н. Малушин, В. А. Терентьев, Г. Н. Вострецов, В. Ф. Игушев // Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий: тезисы докладов международной конференции. – Новокузнецк, 1995. С. 213.
240. Малушин, Н. Н. Особенности технологии производства комплексно-легированной лигатуры для изготовления порошковой ленты [Текст] / Н. Н. Малушин, В. В. Гайдук, Т. М. Крутская // Известия вузов. Черная металлургия. – 1998. – № 12. – С. 71.
241. Малушин, Н. Н. Порошковые проволоки на основе теплостойких сталей высокой твердости для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота [Текст] / Н. Н. Малушин, А. П. Ковалев, Д. А. Романов // Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов: Сборник научных статей международной конференции, посвященной 150-летию со дня рождения академика А. Б. Байкова (18 сентября 2020 года) / Редкол. А. Б. Агеев (отв. ред.) и др. – Курск, Юго.-Зап. гос. ун-т, 2020. С. 94–98.
242. Исикава, К. Японские методы управления качеством: сокр. пер. с англ. [Текст] / К. Исикава. – М.: Экономика, 1988. – 215 с.

243. Качество в истории цивилизации. Эволюция, тенденции и перспективы управления качеством. В 3 т.; пер. с англ.; под ред. Дж. Джурана [Текст]. – М.: Стандарты и качество, 2004.
244. Окрепилов, В. В. Управление качеством [Текст] / В.В. Окрепилов. – СПб.: Наука, 2000. – 911 с.
245. Малушин, Н. Н. Некоторые аспекты менеджмента всеобщего качества (TQM) [Текст] / Н. Н. Малушин, Ю.Г. Сильвестров. – Новокузнецк: СибГИУ, 2011. – 376 с.
246. ГОСТ Р ИСО 9000 – 2008 Системы менеджмента качества. Основные положения и словарь. – Введ. 2008.12.18. – М.: Изд-во стандартов, 2009. – 16 с.
10. ГОСТ Р ИСО 9001 – 2008 Системы менеджмента качества. Требования. – Введ. 2008.12.18. – М.: Изд-во стандартов, 2009. – 21 с.
247. Малушин, Н. Н. Совершенствование управления технологическими процессами восстановления и упрочнения деталей машин и механизмов металлургического производства [Текст] / Н. Н. Малушин, В. В. Гайдук, С. В. Райков // Структурная перестройка металлургии: экономика, экология, управление, технология: тезисы докладов международной научно-технической конференции. – Новокузнецк, 1996. С. 124–126.
248. Малушин, Н. Н. Комплексный подход к решению проблемы повышения качества наплавленных деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов. Вып. № 27. – Москва – Новокузнецк, 2011. С. 174–179.
249. Малушин, Н. Н. Обеспечение качества наплавленных деталей машин и механизмов горно-металлургического комплекса [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал) (ГИАБ) MINING INFORMATIONAL AND ANALYTICAL BUKKETIN (SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL) (GIAB). – 2012. – № 12. – С. 96–105.

250. Малушин, Н. Н. Разработка методики оценки качества наплавленных валков холодной прокатки на основе определения плотности распределения наработки до отказа [Текст] / Н. Н. Малушин, Р. А. Гизатулин, А. П. Ковалев, В. Л. Осетковский, И. В. Осетковский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2017. – № 3. – С. 30–36.
251. Малушин, Н. Н. Основные направления улучшения качества наплавленных теплостойкими сталями высокой твердости деталей [Текст] / Н. Н. Малушин // Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении: труды Всероссийской научно-практической конференции. – Томск: изд. ТПУ, 2003. – С. 47–48.
252. Малушин, Н. Н. Комплексная оценка качества наплавленных деталей [Текст] / Н. Н. Малушин // Металлургия России на рубеже XXI века: сб. научн. трудов Международной научно-практической конференции под общ. редакцией Е. В. Протопопова. – Новокузнецк: СибГИУ, 2005. С. 180–183.
253. Малушин, Н. Н. Обеспечение качества деталей, наплавленных теплостойкими сталями высокой твердости, в процессе эксплуатации [Текст] / Н. Н. Малушин // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: труды VII Всероссийской научно-практической конференции с международным участием. – Томск: изд. ТПУ, 2009. С. 60–62.
254. Малушин, Н. Н. Повышение качества и долговечности рабочих валков станов холодной прокатки плазменной наплавкой теплостойкими сталями [Текст] / Н. Н. Малушин // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня. В 2 ч. Ч. 1. Материалы 13-й Международной научно-практической конференции. – СПб.; изд. Политехнического университета, 2011. С. 203–209.
255. Малушин, Н. Н. Применение методов и инструментов TQM для решения проблемы повышения качества наплавленных деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин, О. Е. Козырева // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов II

- Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых – Томск: изд. ТПУ, 2011. С. 69–74.
256. Малушин, Н. Н. Выполнение требований к качеству наплавочных работ при изготовлении валков холодной прокатки на базе международных стандартов [Текст] / Н. Н. Малушин, О. Е. Козырева // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов 11 Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых. В 2-х т. Т. 1. – Томск: изд. ТПУ, 2012. С. 64–68.
257. Малушин, Н. Н. Обеспечение качества, надежности и долговечности наплавленных деталей металлургического оборудования на всех этапах жизненного цикла [Текст] / Н. Н. Малушин // Металлургия: технологии, управление, инновации, качество: Сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции под ред. Е. В. Протопопова. – Новокузнецк: изд. центр СибГИУ, 2012. С. 13–23.
258. Малушин, Н. Н. Причины образования и способы предотвращения холодных трещин в хромовольфрамовом наплавленном металле [Текст] / Н. Н. Малушин, О. Е. Козырева // Современные проблемы повышения эффективности сварочного производства: Сборник материалов Всероссийской заочной научно-практической конференции. – Тольятти: изд. ТГУ, 2011. С. 153–155.
259. А. с. № 627717 СССР, М, Кл². В23К 9/04, В23 К 28/00. Способ многослойной наплавки [Текст] / Н. С. Зубков, А. П. Калинин, Н. Н. Малушин. Заявл. 14.03.1977; опубл. 10.05.2013 в бюл. «Изобретения. Полезные модели» в разделе «Авторские свидетельства СССР и патенты на изобретения, ранее не публиковавшиеся». Бюл. № 13.
260. А. с. № 1478523 СССР, С 21 Д9138 – № 4288619. Способ многослойной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин, В. А. Терентьев, Н. С. Зубков, Л. В. Баскаков. Заявл. 22.06.1987; опубл. 10.05.2013 в бюл. «Изобретения. Полезные модели» в разделе «Авторские

- свидетельства СССР и патенты на изобретения, ранее не публиковавшиеся». Бюл. № 13.
261. Пат. № 2699488 РФ. Способ многослойной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости в азотсодержащей среде [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. А. Романов, В. Л. Осетковский, А. П. Ковалев, Е. А. Будовских, Д. В. Валуев. Заявл. 29.02.2019; опубл.: 05.09.2019. Бюл. № 25. С. 5.
262. Malushin, N. N. Selection criteria parameter thermal cycle during surfacing heat resistance high hardness parts of metallurgicalequipment [Text] / N. N. Malushin, B. L. Osetkovskiy, D. B. Valuev, A. V. Valueva, A. Serikbol // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 682. – P. 69–74.
263. Malushin, N. N. Hardening of Metallurgical Machinery Components by Facing with Heatproof, Hard Steels and Low Temperature Pre-heating [Text] / N. N. Malushin, B. L. Osetkovskiy, D. B. Valuev, A. V. Valueva, A. Serikbol // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. – Vol. 756. P. 263–268.
264. Malushin, N. N. Developing and Studying the Methods of Hard-Facing wctih Heat-Resisting High-Hardness Steels [Text] / N. N. Malushin, A. P. Kovalev, D. V. Valuev, E. A. Shats, I. F. Borovikov // IOP Publishing. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 142. – Article 012012.
265. Зубков, Н. С. О способе многослойной наплавки закаливающимися сталями валков холодной прокатки [Текст] / Н. С. Зубков, Н. Н. Малушин // . В сб. *Современные методы наплавки и наплавочные материалы*. – Киев: Наукова думка, 1978. С. 63–64.
266. Зубков, Н. С. Технология наплавки инструментальными сталями с низкотемпературным подогревом [Текст] / Н. С. Зубков, В. В. Бойков, Н. Н. Малушин, Н. С. Федоров // В сб. *Современные методы наплавки и наплавочные материалы*. – Киев: Наукова думка, 1978. С. 42–43.
267. Шоршоров, М. Х. Методика и машина ИМЕТ-1 для исследования изменения структуры и механических свойств металла при сварке [Текст] / М. Х. Шоршоров, Г. Н. Клейбанов. – М.: ВИНТИ, 1957. М-57-131/12.

268. Прохоров, Н. Н. Установка для измерения сопротивления металлов упруго-пластическому деформированию [Текст] / Н. Н. Прохоров // Заводская лаборатория. – 1970. – № 3. – С. 352–354.
269. Satoh, K. Thermal stresses developed in high-strength steels subjected to thermal cycles simulating weld heat-affected zone [Text] / K. Satoh // Transactions of the Japan Welding Society. – 1972. – Vol. 3. – No. 1. – P. 135–142.
270. Прохоров, Н. Н. Установка для определения сопротивления стали деформированию в процессе превращения аустенита [Текст] / Н. Н. Прохоров // Заводская лаборатория. – 1973. – № 7. – С. 877–878.
271. Inagaki, M. Developments and its application of weld thermal – restraint stress and strain – cycles simulator [Text] / M. Inagaki // Transactions of the Japan Welding Society. – 1973. – No. 1. – P. 3–18.
272. Винокуров, В. А. Установка для исследования механических свойств металлов в условиях сварочных термических и деформационных циклов [Текст] / В. А. Винокуров // Исследование свойств сварных соединений и элементов конструкций: Труды МВТУ. № 182. – М., 1974. С. 73–80.
273. Ермаков, С. И. Установка для моделирования сварочных термомеханических циклов [Текст] / С. И. Ермаков, В. А. Винокуров, А. Г. Григорьянц // Сварочное производство. – 1978. – № 2 – С. 56–57.
274. Лозинский, М. Г. Тепловая микроскопия материалов [Текст] / М. Г. Лозинский. – М.: Металлургия, 1976. – 304 с.
275. Герасимова, Л. П. Контроль качества сварных и паяных соединений: справочное издание [Текст] / Л. П. Герасимова. – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 376 с.
276. А. с. № 1670491 СССР. Кл. G 01 N 3/18 Образец для испытаний на прочность при нагреве прямым пропусканием тока [Текст] / Н. Н. Малушин, А. М. Росс, Н. С. Зубков. Заявл. 07.09.1989; опубл. 15.08.91. Бюл. № 30.
277. Пат. № 2574233 РФ. МПК G01N 3/18 (2001.01) Образец для испытания на прочность при нагреве прямым пропусканием тока [Текст] / Н. Н. Малушин,

- В. Л. Осетковский, Д. В. Валуев, И. В. Осетковский. Заявл. 24.10.14; опубл. 10.02.2016. Бюл. № 4. С. 5.
278. Зубков, Н. С. Исследование свойств наплавленного металла для упрочнения валков холодной прокатки [Текст] / Н. С. Зубков, В. П. Водопьянова, Н. Н. Малушин // В сб. Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы. – Киев: Наукова думка, 1978. С. 76–79.
279. Малушин, Н. Н. Анализ термо-деформационных циклов плазменной наплавки на установках тепловой микроскопии [Текст] / Н. Н. Малушин // Сварка: технологии, управление, инновации, качество, проводимой в рамках XVI Сибирского промышленного форума Металлургия. Сварка. Машиностроение. Автоматизация. – Новокузнецк, 2009. С. 285–289.
280. Малушин, Н. Н. Методика высокотемпературных исследований наплавленного металла высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин, Н. Ф. Мартынов, А. М. Росс, С. В. Богомоллов // Новые материалы и ресурсосберегающие технологии термической и химико-термической обработки в машиностроении и металлургии: тезисы докладов Всесоюзной научно-технической конференции. – Новокузнецк, 1991. С. 141.
281. Малушин, Н. Н. Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий [Текст] / Н. Н. Малушин, В. М. Беляев, Ю. Г. Сильвестров // Состояние и перспективы применения плазменной наплавки деталей металлургического оборудования: тезисы докладов международной конференции. – Новокузнецк, 1995. С. 194.
282. Малушин, Н. Н. Методика исследований и образец из наплавленного металла для испытаний на установках тепловой микроскопии [Текст] / Н. Н. Малушин // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2013. – № 1 (3). – С. 6–7.
283. Бойков, В. В. Исследование эффекта кинетической пластичности стали Р18 при мартенситном превращении [Текст] / В. В. Бойков, Н. С. Зубков, Л. Б. Крепышева, Н. Н. Малушин // Известия вузов. Черная металлургия. – 1977 – № 8. – С. 112–114.

284. Малушин, Н. Н. Исследование эффекта кинетической пластичности и его роли в релаксации напряжений в наплавленных быстрорежущих сталях при мартенситном превращении [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев, В. Л. Осетковский, А.В. Валуева, А. Серикбол // Современные проблемы науки и образования. – 2015 – № 1. – С. 18–21.
285. Зубков, Н. С. Влияние легирования на образование временных напряжений в хромовольфрамовом наплавленном металле [Текст] / Н. С. Зубков, Н. Н. Малушин // Автоматическая сварка. – 1978. – № 5. – С. 73–74.
286. Малушин, Н. Н. Применение эффекта кинетической пластичности в процессах плазменной наплавки теплостойких сталей [Текст] / Н. Н. Малушин, Г. Н. Вострецов // Актуальные проблемы материаловедения в металлургии: тезисы докладов 5 – ой международной конференции. – Новокузнецк, 1997. С. 9.
287. Малушин, Н. Н. Влияние легирования наплавленного хромовольфрамового металла на формирование временных напряжений [Текст] / Н. Н. Малушин, В. Л. Осетковский, Р. А. Гизатулин, И. В. Осетковский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2015. – № 2. – С. 12–15.
288. Malushin, N. N. Kinetic study of effect of plasticity and its role in stress relaxation in the weld speed steel during the martensitic transformation [Text] / N. N. Malushin, D. B. Valuev, A. V. Valueva, A. Serikbol // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 682. – P. 58–63.
289. Malushin, N. N. Investigation of High – Strength and Heat – Proof Added Metal Characteristics with Microscopy Facilities [Text] / N. N. Malushin, B. L. Osetkovskiy, D. B Valuev, A. V. Valueva, A. Serikbol, A. I. Penkov // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 770. – P. 195–199.
290. Malushin, N. N. Improvement of Research Procedures into the Highly Rigid Welded Metal Using Thermal Microscopy facilities Industry [Text] / N. N. Malushin, D. V. Valuev, D. Ilyaschenko, R. A. Gizatulin, R.Y. Nekrasov // Trans Tech Publications, Switzerland: Materials Science Forum. – 2018. – Vol. 927. – P. 146–152

291. Зубков, Н. С. Роль эффекта сверхпластичности в релаксации временных напряжений в хромовольфрамовом наплавленном металле [Текст] / Н. С. Зубков, Н. Н. Малушин, Л. Н. Рудакова // Структура и прочность материалов в широком диапазоне температур: тезисы докладов на 8 научно-техническом совещании по тепловой микроскопии металлических материалов. – М., 1978. С. 15–17.
292. Гоулдстейн, Дж. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ [Текст] / Дж. Гоулдстейн, Д. Ньюбери, П. Эчлин, Джой Д., Ф. Лифшин. В двух книгах; пер. с англ. – М.: Мир, 1984. – 303 с.
293. Горелик, С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ [Текст] / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – М.: МИСиС, 1994. – 328 с.
294. Миркин, Л. И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов. Справочник [Текст] / Л. И. Миркин. – М.: Машиностроение, 1979. – 132 с.
295. Рентгенография в физическом материаловедении [Текст] / Под ред. Ю. А. Багряцкого. – М.: Metallurgizdat, 1961. – 386 с.
296. Уманский, Я. С. Рентгенография металлов [Текст] / Я. С. Уманский. – М.: Metallurgiya, 1967. – 234 с.
297. Уманский, Я. С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия [Текст] / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – М.: Metallurgiya, 1982. – 631 с.
298. Лившиц, Б. Металлография [Текст] / Б. Лившиц. – М.: Metallurgiya, 1971. – 408 с.
299. Кларк, Э. Р. Микроскопические методы исследования материалов [Текст] / Э. Р. Кларк, К. Н. Эберхард. – М.: Техносфера, 2007. – 376 с.
300. Беккерт, М. Способы металлографического травления [Текст] / М. Беккерт, Х. Клемм; пер. с англ. Н. И. Туркиной. – М.: Metallurgiya, 1988. – 399 с.
301. Русаков, А. А. Рентгенография металлов [Текст] / А. А. Русаков. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.

302. Смирнова, А. В. Электронная микроскопия в металловедении: справочник [Текст] / А. В. Смирнова. – М.: Металлургия, 1986. – 191 с.
303. Хейденрайх, Р. Основы просвечивающей электронной микроскопии [Текст] / Р. Хейденрайх. – М.: Мир, 1966. – 471 с.
304. Синдо, Д. Аналитическая просвечивающая электронная микроскопия [Текст] / Д. Синдо, Т. Оикава. – М.: Техносфера, 2006. – 249 с.
305. Эгертон, Р. Ф. Физические принципы электронной микроскопии [Текст] / Р. Ф. Эгертон. – М.: Техносфера, 2010. – 304 с.
306. Криштал, М. М. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ [Текст] / М. М. Криштал и др. – М.: Техносфера, 2009. – 208 с.
307. Woolfson, M. M. An introduction to X-ray crystallography [Text] / M. M. Woolfson. – Cambridge: Cambridge University Press, 1997. – 414 p.
308. Zachariasen, W. H. Theory of X-Ray Diffraction in Crystals [Text] / W. H. Zachariasen. – Mineola: Dover Publications, 1967. – 280 p.
309. Ladd, M. Structure Determination by X-ray Crystallography [Text] / M. Ladd, R. Palmer. – New York: Kluwer Academic, Plenum Publishers, 2003. – 819 p.
310. Hasek, J. X-Ray And Neutron Structure Analysis In Materials Science [Text] / J. Hasek. – New-York; London: Plenum Press, 1989. – 406 p.
311. Waseda, Y. Diffraction Crystallography. Introduction, Examples and Solved Problems [Text] / Y. Waseda, E. Matsubara, K. Shinoda. – Berlin: Springer, 2011. – 310 p.
312. Jackson, A. G. Handbook of Crystallography For Electron Microscopists and Others [Text] / A. G. Jackson. – New-York: Springer – Verlag, 1991. – 210 p.
313. Ernst, F. High-Resolution Imaging and Spectrometry of Materials [Text] / F. Ernst, M. Ruhle, C. Science. – Berlin: Springer, 2003. – 440 p.
314. Weirich, T. Electron Crystallography [Text] / T. Weirich. – Berlin: Springer, 2006. – 536 p.
315. Williams, D. B. Transmission Electron Microscopy. Textbook for Materials Science [Text] / D. B. Williams, C. B. Carter. – Berlin: Springer, 2009. – 760 p.

316. Reimer, L. Transmission Electron Microscopy. Physics of Image Formation [Text] / L. Reimer. – Berlin: Springer, 2009. – 587 p.
317. Pennycook, S. STEM Imaging and analysis [Text] / S. Pennycook. – Berlin: Springer, 2011. – 762 p.
318. Rong, Y. Characterization of Microstructures by Analytical Electron Microscopy (AEM) [Text] / Y. Rong. – Berlin: Springer, 2012. – 552 p.
319. Thomas, J. Analytical Transmission Electron Microscopy [Text] / J. Thomas. – Berlin: Springer, 2014. – 348 p.
320. Reimer, L. Scanning Electron Microscopy. Physics of Image Formation and Microanalysis [Text] / L. Reimer. – Berlin: Springer, 1985. – 527 p.
321. Weilie, Z. Scanning Microscopy for Nanotechnology. Techniques and Applications [Text] / Z. Weilie, L. W. Zhong. – Berlin: Springer, 1985. – 522 p.
322. Vander, Voort G. F. Applied Metallography [Text] / G. F. Vander Voort. – Springer, 1987. – 301 p.
323. Vander, Voort G. F. Metallography and Microstructures [Text] / G. F. Vander Voort // ASM International, 2005. – 1184 p.
324. Geels, K. Metallographic and Materialographic Specimen Preparation, Light Microscopy, Image Analysis and Hardness Testing [Text] / K. Geels // West Conshohocken: ASTM International, 2007. – 743 p.
325. Малушин, Н. Н. Критерии выбора параметров термического цикла при наплавке теплостойкими сталями высокой твердости деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев, В. Л. Осетковский, А. В. Валуева // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 2. – С. 24–26.
326. Малушин, Н. Н. Влияние термического цикла наплавки с низкотемпературным подогревом на свойства наплавленного хромовольфрамового металла высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин, Р. А. Гизатулин, А. П. Ковалев, Д. А. Смагин, И. В. Осетковский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2015. – № 2. – С. 12–15.

327. Малушин, Н. Н. Влияние высокотемпературного отпуска на свойства хромовольфрамового металла высокой твердости, наплавленного плазменной наплавкой в защитно-легирующей среде азота [Текст] / Н. Н. Малушин, Р. А. Гизатулин, А. П. Ковалев, В. Л. Осетковский, И. В. Осетковский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2017. – № 12. – С. 30–40.
328. Малушин, Н. Н. Структурно-фазовое состояние теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. А. Романов, А. П. Ковалев, В. Л. Осетковский, Л. П. Бащенко // Известия вузов. Физика. – 2019. – Т. 62. – № 10 (742). – С. 106–111.
329. Малушин, Н. Н. Структура быстрорежущего сплава после плазменной наплавки в среде азота и термообработки [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. А. Романов, А. П. Ковалев, Е. А. Будовских, Xi-zhang Chen // Известия вузов. Черная металлургия. – 2020 – Т. 663. – № 9. – С. 707–715.
330. Михайлов, О. Н. Разработка методики определения остаточных напряжений в валках холодной прокатки [Текст] / О. Н. Михайлов, М. А. Сулейманов // Остаточные напряжения в заготовках и деталях крупных машин: сб. статей НИИТЯЖМАШ Уралмашзавода. – Свердловск: изд. НИИТЯЖМАШ Уралмашзавода, 1971. С. 72–90.
331. Зубков, Н. С. Определение остаточных напряжений в наплавленных рабочих валках холодной прокатки [Текст] / Н. С. Зубков, Н. Н. Малушин, Л. Н. Рудакова, С. Г. Рудаков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1983. – № 8. – С. 134–138.
332. Зубков, Н. С. Остаточные напряжения в закаленных и наплавленных рабочих валках холодной прокатки [Текст] / Н. С. Зубков, Н. Н. Малушин, Л. Н. Рудакова // Известия вузов. Черная металлургия. 1983 – № 10. – С. 20–27.
333. Малушин, Н. Н. Совершенствование методики замера остаточных напряжений в наплавленных деталях методом канавки [Текст] / Н. Н. Малушин, С. В. Богомолов, А. М. Росс // Известия вузов. Черная металлургия. – 1990. – № 8. – С. 106.

334. Малушин, Н. Н. Регулирование напряженного состояния в наплавленных прокатных валках в процессе их изготовления и эксплуатации [Текст] / Н. Н. Малушин, О. Е. Козырева // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика. В 2 ч. Ч. 1. Материалы 14-й Международной научно-практической конференции. – СПб.: изд. Политехн. ун-та, 2012. С. 121–127.
335. Каледин, В. О. Определение количества наносимых слоев при многослойной наплавке путем моделирования напряженного состояния валка на основе метода конечных элементов [Текст] / В. О. Каледин, Н. Н. Малушин, Н. В. Ариархова // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов 1V Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых. – Томск: изд. ТПУ, 2013. С.36–40.
336. Малушин, Н. Н. Определение напряженного состояния в наплавленных рабочих валках холодной прокатки [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов 1V Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых. – Томск: изд. ТТПУ, 2013. С. 250–256.
337. Malushin, N. N. Measuring stress condition in hard faced work rolls for coldrolling [Text] / N. N. Malushin, D. V. Valuev // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 71–76.
338. Малушин, Н. Н. Повышение качества и долговечности наплавленных прокатных валков путем регулирования напряженного состояния в процессе их изготовления и эксплуатации [Текст] / Н. Н. Малушин, Т. Г. Вострецова // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – № 12. – С. 12–17.
339. Лахтин, Ю. М. Азотирование стали [Текст] / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган. – М.: Машиностроение, 1976. – 256 с.
340. Малушин, Н. Н. Комплексное применение упрочняющих технологий для обеспечения максимальной твердости наплавленного металла [Текст] / Н. Н. Малушин, С. Г. Рудаков, Г. Н. Вострецов // Прочность и пластичность

- материалов в условиях внешних энергетических воздействий: тезисы докладов международной конференции. – Новокузнецк, 1995. С. 195.
341. Малушин, Н. Н. Повышение эксплуатационной стойкости наплавленных деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин // Современные проблемы и пути развития металлургии: материалы международной научно-практической конференции. – Новокузнецк, 1998. С. 121.
342. Малушин, Н. Н. Комплексное использование процессов плазменной наплавки и азотирования [Текст] / Н. Н. Малушин // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: труды VII Всероссийской научно-практической конференции с международным участием. – Томск: изд. ТПУ, 2009. С. 58–60.
343. Малушин, Н. Н. Комплексное применение технологий плазменной наплавки и последующего азотирования [Текст] / Н. Н. Малушин, Ю. В. Бессонова, Ю. Н. Сницаренко // Актуальные проблемы материаловедения: материалы 6 Международной научно-практической конференции под ред. П. С. Носарева. – Новокузнецк: СибГИУ, 1999. С. 164.
344. Малушин, Н. Н. Комплексное применение упрочняющих технологий для обеспечения максимальной твердости наплавленного металла [Текст] / Н. Н. Малушин, С. Г. Рудаков, Г. Н. Вострецов // Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий: тезисы докладов международной конференции. – Новокузнецк, 1995. С. 195.
345. Малушин, Н. Н. Азотирование наплавленных деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев // Технология металлов. – 2013. – № 7. – С. 26–29.
346. Малушин, Н. Н. Плазменная наплавка и азотирование наплавленных деталей горно – металлургического комплекса [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев // Горный информационно – аналитический бюллетень (научно-технический журнал) (ГИАБ) MINING INFORMATIONAL AND ANALYTICAL BULLETIN

- SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL) (GIAB). – 2012. – № 12. – С. 105–108.
347. Муханов, И. И. Упрочнение стальных деталей шариком вибрирующим с ультразвуковой частотой [Текст] / И. И. Муханов, Ю. М. Голубев // Вестник машиностроения. – 1966. – № 11. – С. 52–53.
348. Муханов, И. И. Поверхностный слой стальных деталей машин после ультразвуковой чистовой и упрочняющей обработки [Текст] / И. И. Муханов, Ю. М. Голубев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1969. – № 9. – С. 11–13.
349. Муханов, И. И. Импульсная упрочняюще-чистовая обработка деталей машин ультразвуковым инструментом [Текст] / И. И. Муханов. – М.: Машиностроение, 1978. – 145 с.
350. Марков, А. И. Поверхностное упрочнение быстрорежущих сталей [Текст] / А. И. Марков, А. И. Чуков, В. Н. Коленов // Вестник машиностроения. – 1977. – № 5. – С. 75–78.
351. Бадалян, В. Г. Механизм ультразвуковой ударной обработки сварных соединений [Текст] / В. Г. Бадалян, В. Ф. Козанцев, Е. Ш. Стаников // Вестник машиностроения. – 1979. – № 8. – С. 56–58.
352. Мордвинцева, А. В. Обработка сварных соединений ультразвуком [Текст] / А. В. Мордвинцева. – В кн. Применение ультразвука в сварочной технике. – М.: ЦИНТИЭнергомаш, 1959. С. 172–179.
353. Марков, А. И. Ультразвуковая обработка материалов [Текст] / А. И. Марков. – М.: Машиностроение, 1980. – 234 с.
354. Полецкий, И. Г. Снижение остаточных сварочных напряжений [Текст] / И. Г. Полецкий, А. Я. Недосека, Г. И. Прокопенко // Автоматическая сварка. – 1974. – № 5. – С. 74–75.
355. Кравцов, Т. Г. Повышение сопротивления усталости наплавленных валков ультразвуковой обработкой [Текст] / Т. Г. Кравцов, К. Ф. Рыжков, Е. Ш. Статников // Автоматическая сварка. – 1981. – № 10. – С. 35–38.

356. Михеев, П. П. Эффективность применения ультразвуковой обработки для повышения сопротивления усталостных сварных соединений [Текст] / П. П. Михеев, А. Я. Недосека, И. В. Пархоменко // Автоматическая сварка. – 1984. – № 4. – С. 4–7.
357. Малушин, Н. Н. О возможности ультразвукового упрочнения наплавленного быстрорежущего металла [Текст] / Н. Н. Малушин, С. Г. Рудаков, Г. И. Глухов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1984. – № 12. – С. 43–48.
358. Малушин, Н. Н. Регулирование напряженного состояния в наплавленном металле ультразвуковой поверхностной упрочняющей обработкой [Текст] / Н. Н. Малушин, С. Г. Рудаков, Н. Ф. Мартынов // Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий: тезисы докладов международной конференции. – Новокузнецк, 1995. С. 196.
359. Malushin, N. N. Measuring stress condition in hard faced work rolls for cold rolling [Text] / N. N. Malushin, D. V. Valuev // Russian journal of Earth Sciences. – 2013. – № 4 (16). – С. 4–13
360. Школьник, Л. М. Методика усталостных испытаний: справочник [Текст] / Л. М. Школьник. – М.: Металлургия, 1978. – 302 с.
361. Ясь, Д. С. Испытание на трение и износ. Методы и оборудование [Текст] / Д. С. Ясь, В. Б. Подмоков, Н. С. Дяденко. – Киев: Техника, 1971. – 138 с.
362. Малушин, Н. Н. Испытания деталей металлургического оборудования на износостойкость и контактную прочность предназначенного для производства деталей горно-шахтного оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал) (ГИАБ) MINING INFORMATIONAL AND ANALYTICAL BULLETIN (SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL) (GIAB). – 2012. – № 12. – С. 90 – 95.
363. Малушин, Н. Н. Комплексные испытания наплавленных валков стана холодной прокатки [Текст] / Н. Н. Малушин, О. Е. Козырева // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов

- 11 Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых. В 2-х т. Т. 1. – Томск: изд. ТПУ, 2012. С. 59–64.
364. Malushin, N. N. Testing of metallurgical of contact strength and wear resistance [Text] / N. N. Malushin, D. B. Valuev, A. V. Valueva, A. Serikbol // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 682. – P. 53–57.
365. Малушин, Н. Н. Ускоренные испытания деталей металлургического оборудования на износостойкость и контактную прочность [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев // *Технология металлов*. – 2013. – № 6. – С. 48–53.
366. Малушин, Н. Н. Прямые и косвенные испытания свойств наплавленного теплостойкого металла высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев, В. Л. Осетковский, А. В. Валуева, А. Серикбол // *Современные проблемы науки и образования*. – 2015. – № 1. – С. 32–34.
367. Малушин, Н. Н. Комплексные технологии упрочнения деталей металлургического оборудования, основанные на применении плазменной наплавки [Текст] / Н. Н. Малушин // *Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов*. Вып. 29 / Редкол. Л. П. Мышляев (главн. ред.) [и др.]. – Новокузнецк; СибГИУ, 2012. С. 76–81.
368. Малушин, Н. Н. Разработка теории и комплексных технологий упрочнения деталей машин и механизмов теплостойкими сталями высокой твердости с применением плазменной наплавки [Текст] / Н. Н. Малушин // *Металлургия: технологии, инновации, качество: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции под ред. Е. В. Протопопова*. – Новокузнецк: изд. центр СибГИУ, 2011. С. 60–69.
369. Малушин, Н. Н. Применение комплексных технологий упрочнения при плазменной наплавке деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин // *Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика*. В 2 ч. Ч. 1: материалы 14-й Международной научно-практической конференции. – СПб.: изд. Политехн. ун-та, 2012. С. 114–120.

370. Малушин, Н. Н. Технология изготовления прокатных валков плазменной наплавкой теплостойкими сталями высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин // Серия «Фундаментальные проблемы современного материаловедения» Влияние высокоэнергетических воздействий на структуру и свойства конструкционных материалов. В 2-х т. Т. 2 / Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2013. С. 290–297.
371. Малушин, Н. Н. Комплексные технологии упрочнения деталей металлургического оборудования, основанные на применении плазменной наплавки [Текст] / Н.Н. Малушин // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. Вып. 29 / Редкол. Л. П. Мышляев (главн. ред.) [и др.]. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2012. С. 76–81.
372. Малушин, Н. Н. Разработка теории и комплексных технологий упрочнения деталей машин и механизмов теплостойкими сталями высокой твердости с применением плазменной наплавки [Текст] / Н. Н. Малушин // Металлургия: технологии, инновации, качество: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции под ред. Е. В. Протопопова. – Новокузнецк: изд. центр СибГИУ, 2011. С. 60–69.
373. Малушин, Н. Н. Применение комплексных технологий упрочнения при плазменной наплавке деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика. В 2 ч. Ч. 1: материалы 14-й Международной научно-практической конференции. – СПб.: изд. Политехн. ун-та, 2012. С. 114–120.
374. Малушин, Н. Н. Технология изготовления прокатных валков плазменной наплавкой теплостойкими сталями высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин // Серия «Фундаментальные проблемы современного материаловедения» Влияние высокоэнергетических воздействий на структуру и свойства конструкционных материалов. В 2-х т. Т. 2 / Под ред. В. Е. Громова. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2013. С. 290–297.

375. Malushin, N. N. Industrial Surfacing of Hammer Grinder Components Utilized in Coke – Making Process and Outlines of Surfacing Quality Improvement [Text] / N. N. Malushin, B. L. Osetkovskiy, D. B. Valuev, A. V. Valueva, A. Serikbol // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 770. – P.108–113.
376. Malushin, N. N. Traditional Technology of Chromium – Tungsten Steels Facing, its Disadvantages and Suggestions for their Eliminations [Text] / N. N. Malushin, D. V. Valuev, A. V. Valueva, R. S. Dariev, R. A. Mamadaliev // IOP Publishing. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 127. – Article 012054.
377. Malushin, N. N. Technological Improvement of Surfacing of Hammer Crushers Used in Core-Chemical Industry [Text] / N. N. Malushin, D. V. Valuev, D. P. Ilyaschenko, R. A. Gizatuin, R. Y. Nekrasov // Trans Tech Publicatijns, Switzerland: Materials Science Forum. – 2018. – Vol .927. – P. 168–175.
378. Malushin, N. N. Manufacturing Component Parts of Mining Equipment With Application of Hardening Technologies [Text] / N. N. Malushin, D. V. Valuev, A. V. Valueva, R. S. Dariev, R. A. Mamadaliev // IOP Publishing. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 127. – Article 12053.
379. Малушин, Н. Н. Способы и технология изготовительной плазменной наплавки деталей машин и механизмов теплостойкими сталями высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин // Металлургия: технологии, инновации, качество: Сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции; под ред. Е. В. Протопопова. – Новокузнецк: изд. центр СибГИУ, 2013. С. 113–118.
380. Малушин, Н. Н. Регулируемый термический цикл для плазменной наплавки прокатных валков теплостойкими сталями [Текст] / Н. Н. Малушин, Т. Г. Вострецова // Заготовительные производства в машиностроении. – 2014. – № 3. – С. 14–16.
381. Малушин, Н. Н. Регулирование термического цикла при изготовлении деталей металлургического оборудования плазменной наплавкой теплостойкими сталями высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин // Инженерный журнал. Справочник. – 2014. – № 5. – С. 20–25.

382. Малушин, Н. Н. Наплавка с низкотемпературным подогревом теплостойкими сталями деталей металлургического оборудования [Текст] / Н. Н. Малушин, В. Л. Осетковский, И. В. Осетковский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2014. – № 10. – С. 6–10.
383. Малушин, Н. Н. Упрочнение деталей металлургического оборудования наплавкой теплостойкими сталями высокой твердости с применением низкотемпературного подогрева [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев, В. Л. Осетковский // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 1. С. 15–17.
384. Малушин, Н. Н. Разработка методики оценки качества наплавленных валков холодной прокатки на основе определения плотности распределения наработки до отказа [Текст] / Н. Н. Малушин, Р. А. Гизатулин, А. П. Ковалев, В. Л. Осетковский, И. В. Осетковский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2017. – № 3. – С. 30–36.
385. Malushin, N. N. Selection criteria parameter thermal cycle during surfacing heat resistance high hardness parts of metallurgicalequipment [Text] / N. N. Malushin, B. L. Osetkovskiy, D. B. Valuev, A. V. Valueva, A. Serikbol // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 682. – P. 69–74.
386. Malushin, N. N. Hardening of Metallurgical Machinery Components by Facing with Heatproof, Hard Steels and Low Temperature Pre-heating [Text] / N. N. Malushin, B. L. Osetkovskiy, D. B Valuev, A. V. Valueva, A. Serikbol // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 756. – P. 263–268.
387. Малушин, Н. Н. Порошковые проволоки на основе теплостойких сталей высокой твердости для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота / Н. Н. Малушин, А. П. Ковалев, Д. А. Романов // Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов исплавов: Сборник научных статей международной конференции, посвященной 150-летию со дня рождения академика А. Б. Байкова (18 сентября 2020 года) / Редкол: А. Б. Агеев (отв. ред.) и др. – Курск:Юго-Зап. гос. ун-т, 2020. С. 94–98.

388. Ковалев, А. П. Влияние термообработки на структуру покрытий, сформированных плазменной наплавкой в среде азота хромовольфрамовым металлом-типа стали P18 [Текст] / А. П. Ковалев, Н. Н. Малущин, Д. А. Романов // Научные чтения им. чл.-корр. РАН И. А. Одинг. Механические свойства современных конструкционных материалов. Москва 17–18 сентября 2020. Сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2020. С. 49–50.
389. Малущин, Н. Н. Порошковые проволоки для плазменной наплавки в среде азота деталей, работающих в условиях абразивного износа [Текст] / Н. Н. Малущин, А. П. Ковалев, П. А. Жданов // Сборник научных статей по итогам работы Международного научного форума «Наука и Инновации – современные концепции» (Москва, 31 июля 2020 г.) / Отв. ред. Д. Р. Хасматуллин. – М.: изд. – во Инфинити, 2020. С. 190–197.
390. Малущин, Н. Н. Влияние легирования на кинетическую пластичность наплавленного экономно легированного теплостойкого сплава [Текст] / Н. Н. Малущин, В. Е. Громов, Д. А. Романов, А. П. Ковалев // Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий: сборник трудов Международной научно-практической конференции, 2–3 марта 2021 г.; под ред. профессора В. Е. Громова. – Новокузнецк: изд. центр СибГИУ, 2021. С. 17–19.
391. Малущин, Н. Н. Эффект кинетической пластичности и его применение при плазменной наплавке экономнолегированных теплостойких сплавов [Текст] / Н. Н. Малущин, А. П. Ковалев, Д. А. Романов, В. Е. Громов, Р. А. Гизатулин // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2021. – № 1 (35). – С. 16–20.
392. Малущин, Н. Н. Эффект кинетической пластичности и его применение при плазменной наплавке теплостойких сплавов с низкотемпературным подогревом [Текст] / Н. Н. Малущин, В. Е. Громов, Д. А. Романов, Л. П. Бащенко, А. П. Ковалев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2021. – Т. 18. – № 2. – С. 180–187.

393. Малушин, Н. Н. Распределение микротвердости и структуры по слою теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного многослойной плазменной наплавкой в среде азота [Текст] / Н. Н. Малушин, Д. А. Романов, А. П. Ковалев, Л. П. Бащенко, А. П. Семин, В. Е. Громов // Известия вузов. Физика. – 2021. – Т. 64. – № 7. – С. 75–80.
394. Малушин, Н. Н. Наплавка низкотемпературной плазмой теплостойких сталей высокой твердости / Н. Н. Малушин, Д. А. Романов, А. П. Ковалев, В. Е. Громов // Перспективные материалы и технологии. Материалы международного симпозиума, Минск, 23–27 августа 2021 г.; под ред. В. В. Рубаника. – Минск: Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации, 2021. С. 17–19.
395. Малушин, Н. Н. Физическая природа упрочнения теплостойкого металла высокой твердости, сформированного высокотемпературной плазмой в среде азота [Текст] / Н. Н. Малушин, А. П. Ковалев, Д. А. Романов // Физическое материаловедение: Актуальные проблемы прочности: LXIII Международная конференция, посвященная 70-летию Тольяттинского государственного университета (Тольятти, 13–17 сентября 2021 года): сборник материалов; отв. редактор Д. Л. Мерсон. – Тольятти: изд. ТГУ, 2021. С. 223.
396. Малушин, Н. Н. Комплексное применение упрочняющих технологий при изготовлении наплавленных деталей из теплостойких сталей высокой твердости [Текст] / Н. Н. Малушин, В. Е. Громов, Д. А. Романов, Л. П. Бащенко, А. П. Ковалев // Тезисы докладов Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии». 6–10 сентября 2021 г., Томск. – Томск: изд. ТГУ, 2021. С. 215–216.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

УТВЕРЖДАЮ»

Проректор по научной работе
и развитию СибГИУ профессор
Д.П. Мышляев
« 07 » 2013г.



АКТ

о технико-экономической эффективности внедрения в производство результатов выполненной доцентом кафедры металлургии технологии сварочного производства Сибирского государственного индустриального университета кандидатом технических наук Малушиным Н.Н. диссертационной работы на соискание ученой степени доктора технических наук

В период с 1975г. по 1985г Малушин Н.Н. активно занимался исследованиями на кафедре МиТСП СибГИУ в области плазменной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости в качестве исполнителя или ответственного исполнителя научно – исследовательских работ.

В этот период с использованием разработок и материалов диссертации Н.Н. Малушина были выполнены следующие научно исследовательские работы:

1. Разработка материалов, оборудования и технологии износостойкой наплавки прокатных валков (отчет по НИР №Гр 77005100 1980 г.).
2. Разработка технологии и оборудования для восстановления и упрочнения крупногабаритных деталей для капитального ремонта производственного оборудования (отчет по НИР № ГР77023291 1980 г.).
3. Разработка технологии износостойкой наплавки рабочих валков станов холодной прокатки (отчет по НИР №80011711 1982 г.)

4. Разработка материалов, оборудования и технологии наплавки валков для прокатки керамической пленки и их опытная наплавка (отчет по НИР №80076899 1985г.).

В результате внедрения в производство перечисленных выше научно – исследовательских работ было достигнуто увеличение стойкости рабочих валков стана холодной прокатки "Робертсон" 6/100X315. Ленинградского сталепрокатного завода в 1,5- 2,0 раза, рабочих валков стана «425» Новосибирского металлургического завода до 1, 5 раза.

Наиболее значимые результаты были получены на заводе «Кулон» НПО «Позитрон» в 1985г.


На заводе «Кулон» НПО «Позитрон» разработаны и внедрены наплавочные материалы, позволяющие получать плотный наплавленный металл высокой твердости и износостойкости. Разработано оборудование для плазменной наплавки и технология изготовления прокатных валков с наплавленным рабочим слоем. Стойкость наплавленных валков в 1,5 – 3,0 раза превышает стойкость серийных валков, применяемых на заводе. Долевой экономический эффект от замены импортных валков наплавленными валками составил 553,1 тыс. рублей в ценах 1985 года.

Начальник управления
научных работ
канд. техн. наук, доцент



А.И. Куценко

ПРИЛОЖЕНИЕ Б


 «Утверждаю»
 Главный инженер ОАО Западно-Сибирский
 металлургический комбинат
 _____ А.Б. Юрьев
 « 10 » _____ 19 2001 г.

АКТ

о технико-экономической эффективности внедрения в производство результатов выполненной доцентом кафедры металлургии технологии сварочного производства Сибирского государственного индустриального университета кандидатом технических наук Малушиным Н.Н. диссертационной работы на соискание ученой степени доктора технических наук

С 1980 г. Н.Н. Малушин постоянно ведет исследования на Западно-Сибирском металлургическом комбинате научного руководителя или ответственного исполнителя научно-исследовательских работ, направленных на разработку, совершенствование и внедрение новых наплавочных материалов, способов их наплавки, эффективных комплексных технологий упрочнения и восстановления деталей машин сварочными методами, а также современного высокопроизводительного оборудования.

В период с 01.01. 1980г. по 30.06.1999г. с использованием разработок и материалов диссертации Н.Н.Малушина для применения в условиях ОАО ЗСМК были выполнены следующие научно - исследовательские работы:

- 1.Разработка материалов, оборудования и технологии износостойкой наплавки прокатных валков (отчет по НИР № ГР 77005100).
- 2.Разработка технологии и оборудования для восстановления и упрочнения крупногабаритных деталей для капитального ремонта производственного оборудования (отчет по НИР № ГР7702329).
- 3.Разработка плазмотрона для плазменной наплавки (отчет по НИР).
- 4.Повышение надежности и долговечности деталей машин и механизмов путем совершенствования наплавочных работ на ОАО ЗСМК (отчет по НИР № «2-24-94/42-94).
- 5.Разработка и исследование наплавочных материалов для упрочнения деталей аглодомного производства ОАО ЗСМК (отчет по НИР №2-8-95/16-95).

6. Освоение технологии производства и наплавки порошковой ленты с шихтой в виде комплексно-легированной лигатуры (отчет по НИР №2-1-96).

7. Разработка и освоение технологии производства наплавочных материалов для упрочнения деталей на ОАО ЗСМК (договор №5/99).

В процессе проведения комплекса теоретических и лабораторных исследований, отраженных в диссертации Малушина Н.Н., впервые было отмечено и доказано проявление эффекта кинетической пластичности (сверхпластичности) в процессе мартенситного и бейнитного превращения наплавленного теплостойкими сталями высокой твердости металла. Отмеченное явление положено в основу высокоэффективных энергоемких способов наплавки (а. с. №627717 от 14.06.1977 г., а. с. №148523 от 08.01.1987 г.), апробированных и внедренных в условиях цеха плазменного напыления и наплавки ОАО ЗСМК. Особенностью предложенных способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{\text{под}} = 150-200 \text{ }^{\circ}\text{C}$). Для получения наплавленного металла с низкой стойкостью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Это позволяет получать наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин и с низким уровнем остаточных напряжений. Внедренная на основе разработанных способов технология наплавки позволяет значительно упростить процесс восстановления и упрочнения деталей металлургического оборудования, избежать образования трещин и позволяет максимально использовать свойства наплавленного высоколегированного металла.

Для более эффективного использования способов наплавки Малушиным Н.Н. были разработаны экономно легированные наплавочные материалы на базе теплостойких сталей высокой твердости и высокохромистых специальных чугунов (на шихты порошковых проволок получены авторские свидетельства №623486 от 15.05.1978 г., №632139 от 14.07.1978 г., № 635851 от 07.08.1978 г., №733213 от 07.01.1980 г.). На ОАО ЗСМК освоена технология производства наплавочных материалов с выплавкой комплексно-легированной лигатуры в литейном цехе, изготовлением из лигатуры порошковой шихты в механотехнологическом цехе и закатыванием шихты в оболочку на прокатном стане в цехе порошковой металлургии. Разработаны и переданы для практического

использования в условиях ОАО ЗСМК технологические инструкции ТИ 107-МГ. Л-83-98 «Выплавка и разливка сплава ПРХ55С9НГ в индукционных печах ИЧТ-10М» и ВТИ 107-МГ. МТЦ-14-98 «Производство порошковой наплавочной ленты однозамковой». Фактический экономический эффект от использования наплавочных материалов только за период 01.01.1996-31.12.1996г. составил 306592 рубля, 01.01.1997-31.12.1997 г.-336222 рубля, а с 01.01.1998-01.05.1999 гг. - 409617 рублей. (итого-1052431 рубль).

В результате проведенных научно-исследовательских работ Малушиным Н.Н. теоретически и экспериментально была доказана перспективность применения комплексных технологий упрочнения и восстановления деталей машин и механизмов, таких как плазменная наплавка + последующее азотирование, плазменная наплавка + высокотемпературный отпуск +ультразвуковая поверхностная упрочняющая обработка. Для плазменной наплавки в среде азота и последующего азотирования разработана порошковая проволока, содержащая углерод, хром, молибден, ванадий, алюминий и титан (а. С. №1029515 от 15.03.1983 г. «Шихта порошковой проволоки для плазменной наплавки в азотсодержащих газовых смесях и последующего азотирования»). Введение в состав шихты проволоки указанных элементов позволяет получить глубину азотированного слоя порядка 0,6-0,8 мм с микротвердостью $H_{200} = 1500-1200 \text{ кгс/мм}^2$. Экспериментально доказано, что наплавленные детали после азотирования обладают высокой износостойкостью и коррозионной стойкостью. С использованием проведенных Малушиным Н.Н. теоретических и экспериментальных исследований механизма ультразвукового упрочнения наплавленного металла была решена задача дополнительного повышения твердости наплавленных деталей до HRC 62-66. Для повышения надежности и долговечности наплавленных деталей в процессе эксплуатации Малушиным Н.Н. предложен и внедрен в условиях ОАО ЗСМК способ восстановления работоспособности наплавленных прокатных валков (а. с. №1186663 от 13.04.1984 г.). С целью повышения стойкости валков путем предупреждения отслоений наплавленного металла при сохранении твердости наплавленного металла предложено проводить отпуск в интервале: температура рекристаллизации основного металла – температура отпуска наплавленного металла после прокатки валком 80-90% нормы прокатываемого металла. Разработанные Малушиным Н.Н. комплексные технологии успешно применяются в механотехнологическом цехе.

В ходе выполнения научно-исследовательских работ под руководством Малушина Н.Н. была проведена модернизация наплавочного оборудования на участке плазменного напыления и наплавки. Внедрены плазмотрон для плазменной наплавки и устройство для охлаждения наплавленных деталей (а. с. №1208678 от 01.10.1985.).

Настоящий акт обобщает результаты работ, выполненных Малушиным Н.Н. на ОАО ЗСМК, и составлен на основе первичных актов и расчетов экономической эффективности их внедрения, а также актов передачи разработок к промышленной эксплуатации.

Суммарный долевой экономический эффект от внедрения научно-исследовательских работ, выполненных под руководством Малушина Н.Н., за 1980-2000 гг. составил 2,2 млн. рублей в ценах 2000 г.

Согласовано:

Гл. механик



Гайдук В.В.

Начальник технического отдела



Авцинов А.Ф.

Начальник планово-экономического
управления



Шапошникова Н.В.

ПРИЛОЖЕНИЕ В



«УТВЕРЖДАЮ»

Директор «Евраз-Кокс-Сибирь»-
филиал ОАО «Евраз ЗСМК»

В.В Осетковский

« 25 » 12 2013 г.

АКТ

о технико-экономической эффективности внедрения в производство результатов выполненной доцентом кафедры металлургии технологии сварочного производства Сибирского государственного индустриального университета кандидатом технических наук Малушиным Н.Н. диссертационной работы на соискание ученой степени доктора технических наук

Начиная с 2000 г. Н.Н. Малушин в рамках выполнения договора о стратегическом сотрудничестве между ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет» и ОАО «Евраз ЗСМК» постоянно ведет исследования и консультации, направленные на разработку, совершенствование и внедрение новых наплавочных материалов, способов их наплавки, эффективных комплексных технологий упрочнения и восстановления деталей машин металлургического оборудования сварочными методами применительно к условиям ОАО «Евраз-Кокс-Сибирь».

В период с 01.01. 2000г. по 30.11.2013г. с использованием разработок и материалов диссертации Н.Н.Малушина для применения в условиях «Евраз-Кокс-Сибирь» были выполнены научно - исследовательские по упрочнению валов и роликов дымососов, валов и роликов дробилок, молотков дробилок и других деталей металлургического оборудования.

В условиях ремонтно-механического цеха «Евраз-Кокс-Сибирь» были апробированы и внедрены способы многослойной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости, наплавочное оборудование и материалы, разработанные в ходе выполнения комплекса теоретических и лабораторных исследований, отраженных в диссертации Малушина Н.Н..

Для упрочнения деталей металлургического оборудования были использованы способы наплавки, обеспечивающие применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{под} = 150-200^{\circ}\text{C}$) (а. с. №627717 от 14.06.1977 г., а. с. №148523

от 08.01.1987 г.). Для получения наплавленного металла с низкой стойкостью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности в момент протекания мартенситного превращения, что позволяет получать наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин и с низким уровнем остаточных напряжений. Внедренная на основе разработанных способов технология наплавки позволяет значительно упростить процесс восстановления и упрочнения деталей металлургического оборудования и максимально использовать свойства наплавленного высоколегированного металла.

Для эффективного использования способов наплавки Малушиным Н.Н. были разработаны экономно легированные наплавочные материалы на базе теплостойких сталей высокой твердости (шихты порошковых проволок по авторским свидетельствам №623486, №632139, №635851, №733213). В результате проведенных научно-исследовательских работ Малушиным Н.Н. теоретически и экспериментально была доказана перспективность применения в условиях «Евраз-Кокс-Сибирь» комплексных технологий упрочнения и восстановления деталей машин и механизмов, таких как плазменная наплавка + последующее азотирование, плазменная наплавка + высокотемпературный отпуск + ультразвуковая поверхностная упрочняющая обработка.

Настоящий акт обобщает результаты работ, выполненных Малушиным Н.Н. на «Евраз-Кокс-Сибирь».

Предполагаемый суммарный доленой экономический эффект при условии заключения договоров от внедрения научно-исследовательских работ, выполненных под руководством и при участии Малушина Н.Н., за 2010 - 2013 гг. составит 6,8 млн. рублей в ценах 2013 г.

Согласовано:

Гл. механик



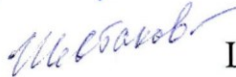
Косарев А.И.

Нач. СЦСОРМО



Лешанов Н.Н.

Мастер СЦСОРМО



Шестаков С.П.

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

Общество с ограниченной ответственностью

**«Вест 2002»**

ИНН/КПП 4217049873/421701001

Юр. адрес: г. Новокузнецк, ул. Рябоконева, д.16 корп. 2, стр. № 53

почт. адрес: 654041, г. Новокузнецк, а/я 1298

факс (3843) 77-76-77,

E-mail: vest2002@mail.ru

«УТВЕРЖДАЮ»



Генеральный директор

ООО «Вест 2002»

С. В. Райков

16 10 2013 г.

АКТ

о технико-экономической эффективности внедрения в производство результатов выполненной доцентом кафедры металлургии технологии сварочного производства Сибирского государственного индустриального университета кандидатом технических наук Малушиным Н.Н. диссертационной работы на соискание ученой степени доктора технических наук

Начиная с 2002 г. Н.Н. Малушин в рамках выполнения договора №812 о стратегическом сотрудничестве между ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет» и ООО «ВЕСТ 2002» постоянно ведет исследования, направленные на разработку, совершенствование и внедрение новых наплавочных материалов, способов их наплавки, эффективных комплексных технологий упрочнения и восстановления деталей машин горно – металлургического комплекса сварочными методами.

В период с 01.01. 2002г. по 30 .09.2013г. с использованием разработок и материалов диссертации Н.Н.Малушина для применения в условиях ООО «Вест 2002» выполнены научно - исследовательские работы для разреза «Виноградовский» Кузбасской Топливной Компании, ОАО «ЕВРАЗРУДА», ОАО «Юный Кузбасс» по упрочнению ножей грейдеров, рабочего инструмента грохотов, скребков и роликов конвейера и других деталей горно - шахтного оборудования.

В условиях ООО «Вест 2002» были апробированы и внедрены способы плазменной наплавки, наплавочное оборудование и материалы, разработанные в

ходе выполнения комплекса теоретических и лабораторных исследований, отраженных в диссертации Малушина Н.Н..

В частности, были использованы высокоэффективные энергоемкие способы наплавки (а. с. №627717 от 14.06.1977 г., а. с. №148523 от 08.01.1987 г.), особенностью которых является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{\text{под}} = 150-200 \text{ }^{\circ}\text{C}$). Для получения наплавленного металла с низкой стойкостью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Это позволяет получать наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин и с низким уровнем остаточных напряжений. Внедренная на основе разработанных способов технология наплавки позволяет значительно упростить процесс восстановления и упрочнения деталей горно-металлургического комплекса, избежать образования трещин и позволяет максимально использовать свойства наплавленного высоколегированного металла.

Для более эффективного использования способов наплавки Малушиным Н.Н. были разработаны экономно легированные наплавочные материалы на базе теплостойких сталей высокой твердости (на шихты порошковых проволок получены авторские свидетельства №623486 от 15.05.1978 г., №632139 от 14.07.1978 г., №635851 от 07.08.1978 г., №733213 от 07.01.1980 г.). В результате проведенных научно-исследовательских работ Малушиным Н.Н. теоретически и экспериментально была доказана перспективность применения комплексных технологий упрочнения и восстановления деталей машин и механизмов, таких как плазменная наплавка + последующее азотирование, плазменная наплавка + высокотемпературный отпуск + ультразвуковая поверхностная упрочняющая обработка. Разработанные Малушиным Н.Н. комплексные технологии успешно применяются в ООО «ВЕСТ 2002».

Настоящий акт обобщает результаты работ, выполненных Малушиным Н.Н. на ООО «ВЕСТ 2002», и составлен на основе первичных актов и расчетов экономической эффективности их внедрения, а также актов передачи разработок к промышленной эксплуатации.

Суммарный долевого экономического эффекта от внедрения научно-исследовательских работ, выполненных под руководством и при участии Малушина Н.Н., за 2002 - 2013 гг. составил 4,8 млн. рублей в ценах 2013 г.

Согласовано:

Технический директор



Николаев Э.В.

Экономист



Гребенкина Е.В.

ПРИЛОЖЕНИЕ Д

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе
Сибирского государственного
индустриального университета

канд. техн. наук, доцент

И. В. Зоря

« 30 » 11 2019 г.



АКТ

использования результатов диссертационной работы
канд. техн. наук, доцента Малушина Н.Н.
в учебном процессе

В процессе выполнения диссертационной работы доцентом Малушиным Николаем Николаевичем выполнены исследования закономерностей формирования фазового состава и свойств металла высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в защитно – легирующей среде азота. Разработаны комплексные технологии изготовления прокатных валков, материалы и технологии для их реализации. Результаты работы апробированы и внедрены в производство. Результаты работы опубликованы в журналах из списка ВАК РФ. а также в зарубежных изданиях.

По результатам работы опубликованы и используются в учебном процессе 3 монографии и 3 учебном пособия:

1. Малушин Н.Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости : монография / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358с.
2. Малушин Н.Н. Наплавка деталей горно – металлургического комплекса теплостойкими сталями высокой твердости: монография / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев. В.Л. Осетковский. С.А. Солодский ; Юргинский технологический институт. – Томск : Изд – во Томского политехнического университета, 2015. – 160 с.
3. Малушин Н.Н. Технологии наплавки деталей горно – металлургического комплекса теплостойкими сталями высокой твердости : монография / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев, В.Л. Осетковский, С.А. Солодковский ; Юргинский технологический институт. -Томск : Изд – во Томского политехнического университета, 2015. – 212 с.
4. Малушин Н.Н. Процессы и технология наплавки: Учебное пособие / Н.Н. Малушин, В.А. Терентьев. – Новокузнецк. СибГМА, 1997. – 108 с.

5. Малушин Н.Н. Плазменная наплавка: Учебное пособие / Н.Н. Малушин, В.А. Терентьев. – Новокузнецк. СибГМА, 1997. – 70 с.

6. Малушин Н.Н. Некоторые аспекты менеджмента всеобщего качества (TQM): Учебное пособие / Н.Н. Малушин, Ю.Г. Сильвестров. – Новокузнецк. Издательский центр СибГИУ, 2011. – 376 с.

(Пособия допущены УМО вузов по образованию в области металлургии)

Научные результаты, полученные Малушиным Н.Н., используются в учебном процессе в Сибирском государственном индустриальном университете при реализации образовательных программ высшего образования по направлению подготовки 22.03.02 Металлургия (профиль металлургия сварочного производства) и 27.03.02 Управление качеством (профиль управление качеством в социально – экономических системах) при чтении курсов «Материаловедение», «Теория сварочных процессов», «Современные сварочные технологические процессы», «Технология сварочных процессов плавлением», «Менеджмента качества», а также при выполнении курсового проектирования и выпускной квалификационной работы.

Руководитель учебно – методического управления
канд. техн. наук, доцент

О.Г. Приходько

Руководитель управления научных исследований
канд. техн. наук, доцент

А.И. Куценко

ПРИЛОЖЕНИЕ Е

«Утверждаю»
Начальник обогатительной фабрики
ООО «Разрез Бунгурский-Северный»
В.В. Винников



Акт

о технико-экономической эффективности внедрения в производство результатов, выполненных работ, творческим коллективом под руководством доцента Малушина Н.Н. в составе инженеров Ковалева А.П., Агеева Е.А.

Начиная с 2010 г. Н.Н.Малушин совместно с Ковалевым А.П., Агеевым Е.А. в рамках договора о стратегическом сотрудничестве между Сибирским государственным индустриальным университетом и обогатительной фабрикой постоянно ведет исследования и консультации, направленные на разработку, совершенствование и внедрение новых наплавочных материалов, способов их наплавки, эффективных комплексных технологий упрочнения и восстановления деталей машин обогатительного оборудования сварочными методами.

В период с 01.01.2013 г. по 30.01.2020 г. с использованием разработок и материалов диссертаций Малушина Н.Н. и Ковалева А.П., для применения в условиях обогатительной фабрики были выполнены научно-исследовательские работы по поверхностному упрочнению зубцовых валков диаметром 250 мм и зубьев одноступенчатой двух валковой дробилки 3030S фирмы GUNDLACH.

В условиях ремонтно-механического участка были апробированы и внедрены способы многослойной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости, наплавочное оборудование и материалы. Разработанные в ходе выполнения комплекса теоретических и лабораторных исследований, отраженные в диссертациях Малушина Н.Н. и Ковалева А.П.

Для упрочнения деталей обогатительного оборудования были разработаны способы наплавки, обеспечивающие применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева (Температура подогрева = 150-200 С (патент №2699488 Способ многослойной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости в азотсодержащей среде)). Для получения наплавленного металла с низкой стойкостью образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности в момент протекания мартенситного превращения, что позволяет получать наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин и с низким уровнем остаточных напряжений.

Внедренная на основе разработанных способов технология наплавки позволяет значительно упростить процесс восстановления и упрочнения деталей машин обоганительного производства и максимально использовать свойства наплавленного высоколегированного металла.

Для эффективного использования способов наплавки Малушиным Н. Н. и Ковалевым А.П. были разработаны экономно легированные наплавочные материалы на базе теплостойких сталей высокой твердости (шихты порошковых проволок для наплавки в азотсодержащей среде патенты №2634526 приоритет от 31.10.2017 г. и №2681049 от 01.03.2019г.).

В результате проведенных научно-исследовательских работ Малушиным Н.Н. и Ковалевым А.П. теоретически и экспериментально была доказана перспективность применения в условиях обоганительной фабрики комплексных технологий упрочнения, таких как плазменная наплавка и высокотемпературный отпуск.

Настоящий акт обобщает результаты работ, выполненных Малушиным Н.Н. и Ковалевым А.П. на обоганительной фабрике, и составлен на основе первичных актов и расчетов экономической эффективности их внедрения, а также актов передачи разработок к промышленной эксплуатации.

Расчетный суммарный долевой экономический эффект от внедрения научно-исследовательских работ, выполненных под руководством Малушина Н.Н., за 2013-2020 гг. составит 6,8 млн. рублей.

Согласовано:

Гл. инженер

Гл. механик

Лихачев С.В.

Агеев Е.А.