

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

На правах рукописи



Малютин Константин Викторович

**ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ
ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ ВНЛ-3 В УСЛОВИЯХ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА**

Специальность 2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Овчинников Виктор Васильевич

Москва 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	5
..	
Глава 1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	13
1.1. Посадочные устройства самолетов палубного базирования.....	13
1.2. Анализ существующей технологии изготовления и ремонта башмаков посадочного тормозного устройства.....	17
1.3. Современный уровень развития методов наплавки рабочих поверхностей деталей для увеличения износостойкости.....	21
1.4. Наплавочные износостойкие материалы.....	27
1.5. Лазерные технологии нанесения покрытий наплавкой.....	32
1.6. Цель и задачи исследования.....	37
Глава 2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ И ОБОРУДОВАНИЕ, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ В ИССЛЕДОВАНИЯХ.....	39
2.1. Материал подложки и наплавляемые материалы.....	42
2.2. Ручная аргонодуговая наплавка.....	43
2.3. Экспериментальный комплекс для газопорошковой наплавки.....	49
2.4. Оборудование и методики для исследования макро- и микроструктуры наплавленных слоев.....	53
2.5. Электронная микроскопия.....	54
2.6. Оборудование и методики механических испытаний полученных покрытий.....	
Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН В НАПЛАВЛЕННОМ СЛОЕ БАШМАКА ПОСАДОЧНОГО УСТРОЙСТВА ПРИ АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ СПЛАВОМ X25H10B8.....	65
...	65

3.1. Дефекты в наплавленном слое башмака посадочного устройства....	
3.2. Определение содержания водорода в наплавленных образцах методом вакуумной экстракции.....	81 93
3.3. Распределение остаточных напряжений в наплавленном башмаке тормозного устройства.....	10
3.4. Влияние дефектов на долговечность износостойких покрытий, выполненных аргонодуговой наплавкой на сталь ВНЛ-3.....	2 11
3.5. Износостойкость наплавленного слоя сплавом Х25Н10В8 на стали ВНЛ-3 при повышенных температурах.....	3
Выводы к главе 3.....	
Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЛАЗЕРНОЙ ГАЗОПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ СКАНИРУЮЩИМ ИЗЛУЧЕНИЕМ СТАЛИ ВНЛ-3 СПЛАВОМ Х25Н10В8.....	11 6
4.1. Влияние основных параметров процесса газопорошковой наплавки на формирование наплавленных валиков.....	11 6
4.2. Нанесение покрытия лазерной наплавкой из порошкового материала Х25Н10В8.....	12 9
4.3. Исследование микроструктуры наплавленного слоя.....	13
4.4. Микроструктура двухслойных покрытий с различным направлением наложения последовательных слоев.....	1
4.5. Изменение микротвердости в наплавленном покрытии в вертикальном направлении.....	14 1
4.6. Исследование пористости наплавленных покрытий.....	
4.7. Остаточные напряжения в наплавленных образцах стали ВНЛ-3 порошковым материалом Х25Н10В8.....	14 6
4.8. Повышение коррозионной стойкости наплавленных покрытий.....	14 9

4.9. Влияние добавок флюса в порошок X25H10B8 на формирование наплавленного слоя.....	15 1
4.10. Исследование процессов высокотемпературного изнашивания наплавленных слоев порошком X25H10B8, выполненных лазерной газопорошковой наплавкой.....	15 3
Выводы к главе 4.....	15
Глава 5. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ ГАЗОПорошковой НАПЛАВКИ БАШМАКА ТОРМОЗНОГО УСТРОЙСТВА.....	6
...	15
5.1. Исследование качества наплавки порошка сплава X25H10B8 на сталь	9
3.....	16 6
5.2. Результаты лазерной газопорошковой наплавки опытной партии башмаков.....	17
.	0
5.3. Результаты стендовых испытаний.....	17
Выводы к главе 5.....	0
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ.....	17
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	0
Приложение 1.....	17
Приложение 2.....	3 17 6 17 7

	17
	9
	18
	2
	19
	3
	19
	4

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Развитие технологий нанесения износостойких покрытий происходит одновременно с развитием многих отраслей машиностроения. Предъявление высоких требований к деталям, работающим

в условиях трения, приводит технологов к все более трудным задачам восстановления деталей и создания функциональных покрытий. Одним из мало изученных направлений в технологиях наплавки является нанесение покрытий наплавкой из порошков кобальтовых сплавов и изучение их свойств.

Кобальт придает сплавам ряд чрезвычайно важных свойств, таких, как износостойкость, сопротивление ползучести, усталостную прочность при высоких температурах и другие. Эти свойства являются привлекательными для их промышленного применения в особо ответственных конструкциях.

Ввиду содержания в кобальтовых сплавах большого количества легирующих элементов (более 35%), наличия тугоплавких элементов и образования сложных карбидов создание наплавленных слоев из этих сплавов сопровождается возникновением трещин в процессе наплавки, высоким содержанием основного материала детали в покрытии, неоднозначностью поведения покрытий при различных температурах из-за изменения атомной структуры кобальта. Эти проблемы часто перекрывает преимущества кобальтовых сплавов перед производителем, поэтому необходимы глубокие исследования особенностей технологии нанесения покрытий из этих сплавов, выбор оптимальных методов и режимов обработки, которые обеспечат требуемое качество покрытий.

Кобальтовые сплавы применяются в качестве материалов для наплавки износостойких покрытий на ответственные узлы, работающие в условиях сухого трения при нагреве до высоких температур и значительных контактных нагрузок. К таким узлам относится башмак посадочного устройства (авиафинишора) самолетов палубного базирования.

В настоящее время технология нанесения износостойкого слоя на башмак посадочного устройства из стали ВНЛ-3 предусматривает ручную аргонодуговую наплавку с присадочным материалом в виде сплава X25H10B8.

Технологический процесс ручной дуговой наплавки неплавящимся электродом износостойкого слоя на поверхности гака включает следующие основные операции. Подготовленный к наплавке башмак закрепляется в

приспособлении, которое предотвращает его деформации в процессе обработки.

Затем башмак с приспособлением помещается в нагревательную печь сопротивления, в которой он нагревается до температуры 250–300 °С с выдержкой в течение 1–1,5 часов.

После нагрева башмак извлекается из печи, устанавливается на сварочный стол и производится наплавка. Наплавку осуществляют без перерыва два сварщика. По завершении процесса наплавки башмак разогревается до температуры красного каления (550–650 °С).

Затем башмак вместе с приспособлением помещается в печь, нагретую до температуры 650°С, выдерживается в течение 4 часов и охлаждается вместе с печью до комнатной температуры.

Отмеченный выше технологический процесс позволяет наплавлять один башмак за смену. При этом качество наплавки зависит от квалификации сварщиков, качества изготовления наплавочного прутка, подготовки поверхности башмака под наплавку, соблюдения температурных режимов охлаждения башмака в приспособлении с печью.

Как показывает производственный опыт, даже строгое соблюдение технологии наплавки не гарантирует предотвращения появления дефектов в наплавленном слое.

При хранении изготовленных башмаков в результате накопления высоких остаточных напряжений наблюдается образование трещин. В отдельных случаях наблюдалось образование трещин в наплавленном слое с раскрытием до 0,1 мм. Попытки исправить их подваркой оказались неудачными, так как количество трещин становилось больше. Исследование поведения таких трещин в условиях, имитирующих условия эксплуатации, показали нестабильное влияние влияния их на работоспособность башмака.

Анализ технологического процесса изготовления башмака гака показывает, что его совершенствование возможно в двух направлениях – автоматизация процесса наплавки при использовании более

концентрированных источников нагрева и разработке наплавочных материалов, обеспечивающих больший срок эксплуатации башмаков.

Из существующих в настоящее время методов наплавки для разработки технологического процесса создания износостойкого покрытия на рабочей поверхности башмака в наибольшей степени отвечает процесс лазерной газопорошковой наплавки. Этот метод позволит наносить покрытия из кобальтового сплава не только с сохранением свойств исходного наносимого материала, но и улучшить его свойства за счет больших скоростей охлаждения, а также обеспечивает возможность автоматизации процесса.

В этой связи становится весьма актуальным исследование влияния процесса газопорошковой наплавки сплава X25H10B8 на поверхность стали ВНЛ-3 на структуру и свойства наплавленного слоя.

Степень разработанности темы. Большой вклад в решение проблемы повышения износостойкости деталей за счет наплавки слоев с особыми свойствами внесли ученые Сидоров А.И., Ткачев В.Н., Латыпов Р.А., Багрянский К.В., Петров А.В., Зусин В.Я., Гладкий П.В., Соснин Н.А., Лялякин В.П., Хасуи А, Мorigаки О. и другие.

Целью диссертационной работы является повышение износостойкости башмаков посадочных устройств при высокотемпературном воздействии за счет рационального выбора режимов широкополосной газопорошковой наплавки со сканированием луча и состава наплавочных порошков.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи**:

1. Провести анализ причин возникновения трещин в наплавленных слоях стали ВНЛ-3 при ручной аргонодуговой наплавке кобальтовым сплавом X25H10B8.

2. Изучить влияние дефектов в виде трещин и пор в наплавленном слое на износ при трении образцов стали ВНЛ-3 с покрытием из сплава X25H10B8.

3. Определить возможность применения широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча для формирования наплавленных слоев на поверхности стали ВНЛ-3.

4. Установить зависимость геометрических параметров наплавляемых валиков от параметров режима широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча и установить диапазоны основных параметров режима, обеспечивающих получение бездефектных наплавленных слоев.

5. Исследовать структуру и свойства образцов стали ВНЛ-3, подвергнутых широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча.

6. Определить весовой износ при комнатной и повышенных температурах образцов стали ВНЛ-3 после широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча на рациональных режимах.

7. Разработать технологические рекомендации по применению широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча для получения износостойких покрытий на башмаках посадочного устройства из стали ВНЛ-3.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлено, что образование трещин в наплавленном слое из сплава Х25Н10В8 на подложку из стали ВНЛ-3 ручным аргонодуговым методом происходит в процессе остывания заготовки в интервале температур 320–450°С, что обусловлено формированием высокого уровня растягивающих напряжений 500–550 МПа в приповерхностных слоях и обогащением наплавленного слоя водородом, содержание которого примерно в 8–10 раз превышает его содержание в подложке из стали ВНЛ-3.

2. Определено, что нанесение наплавки ручным аргонодуговым методом приводит к снижению в 9–10 раз долговечности подложки из стали ВНЛ-3 при

циклических нагрузках, а при лазерной широкополосной газопорошковой наплавке только в 2–3 раза, что обусловлено более интенсивным нагревом подложки при ручной аргодуговой наплавке, и как следствие большим растягивающими напряжениями в наплавленном слое.

3. Показано, что введение в порошок для лазерной газопорошковой наплавки буры в количестве 12–17 мас. % (каких %) позволило без существенного снижения износостойкости и твердости, в 3 – 4 раза снизить шероховатость наплавленного слоя.

Теоретическая и практическая значимость:

1. Разработаны технологические режимы лазерной газопорошковой наплавки сканирующим излучением подложки из стали ВНЛ-3 сплавом Х25Н10В8. При значении скорости наплавки порядка 9,5–11,0 мм/с при постоянной мощности излучения $P = 2500$ Вт и расходе порошка $F = 8$ г/мин можно получить валики с требуемыми геометрическими характеристиками.

2. Разработанная технология нанесения наплавленного слоя из сплава Х25Н10В8 может быть использована для восстановления и упрочнения рабочих поверхностей изделий из сталей, эксплуатирующихся в условиях трения при повышенных температурах.

3. Разработан и опробован технологический процесс упрочнения и восстановления рабочих поверхностей башмака посадочного устройства широкополосной газопорошковой лазерной наплавкой. Разработано оборудование для проведения реновации башмаков посадочного устройства с контролем геометрических параметров нанесения наплавленного слоя. Проведенные стендовые испытания показали, что применение широкополосной газопорошковой наплавки со сканированием луча позволяет в 1,4–1,5 раза повысить износостойкость рабочих поверхностей башмаков и снизить процент бракованных изделий с 60% до 2%, что подтверждено актом.

4. Результаты работы были внедрены в учебно-образовательный процесс подготовки бакалавров по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов», что подтверждено актом.

Положения, выносимые на защиту:

1. Механизм образования и развития трещин в наплавленном слое стали ВНЛ-3, а также расположение очагов разрушения.
2. Влияние распределения остаточных растягивающих напряжений и содержания водорода в наплавленном слое на образование в нем трещин.
3. Экспериментально обоснованные режимы широкополосной газопорошковой лазерной наплавки со сканированием луча, обеспечивающие получение износостойких наплавленных слоев с высокой плотностью и износостойкостью.
4. Закономерности изменения структуры и свойств наплавленного слоя при введении флюса в виде буры в количестве 12–17 мас. % в порошки для широкополосной газопорошковой наплавки.

Методы исследования и достоверность полученных результатов.

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных ученых, государственные стандарты РФ.

Результаты экспериментальных исследований получены с использованием современных методов исследования структуры и свойств материалов, а также сертифицированного испытательного оборудования. Показана воспроизводимость результатов.

Реализация результатов работы.

Результаты диссертационной работы внедрены в серийный технологический процесс изготовления и реновации башмаков посадочных устройств. Результаты диссертационной работы использованы при выполнении исследований по Государственному контракту на выполнение работ для государственных нужд Российской Федерации №FZRR-2023-0005 «Разработка основополагающих технологических принципов применения концентрированных потоков энергии для получения новых импортозамещающих композиционных материалов специального назначения на основе систем несмешивающихся компонентов».

Степень достоверности результатов.

Все результаты получены на современном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения. Стандартные испытания и исследования проводились в соответствии с требованиями научно-технической документации, действующей на территории Российской Федерации (ГОСТ и ISO). Сформулированные в диссертации научные положения, выводы и рекомендации подтверждены теоретическими решениями и экспериментальными данными.

Апробация работы.

Результаты работы доложены и обсуждены на девяти научных конференциях, в том числе: Межвузовский международный конгресс «Высшая школа: научные исследования» (Москва, 29.04.2021); Международная научно-практическая конференция «Инновационные технологии обработки материалов» (г. Курск, 14.02.2020, Юго-Западный государственный университет); Всероссийская научно-практическая конференция «Разработка и применение наукоемких технологий в интересах модернизации современного общества» (28.03.2024 г., г. Киров); X Международная научно-практическая конференция «Актуальные вопросы современных научных исследований» (25.03.2024 г., г. Пенза); Международная научно-техническая конференция «СМиС-2024. Технологии управления качеством», 22–24 мая 2024 г., Москва); X Международной научно-практической конференции «Актуальные вопросы современных научных исследований» (25 марта 2024 г. в г. Пенза.

Личный вклад автора состоит в его непосредственном участии в формулировании цели и задач исследования, в реализации теоретических и экспериментальных исследований, анализе и обработке полученных результатов, обобщении результатов экспериментов, формулировке рекомендаций и выводов по диссертации, а также подготовке публикаций в научно-технических журналах и докладов на научных конференциях.

Публикации.

Основное содержание работы отражено в 15 научных работах, в том числе в 6 статьях, опубликованных в рецензируемых научных журналах из Перечня ВАК РФ, из которых 2 переведены в журналах, включенных в международные системы цитирования Scopus и/или Web of Science.

Структура и объем диссертации.

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка цитируемой литературы (111 наименований) и содержит 194 страниц машинописного текста, в том числе 87 рисунков, 32 таблицы и 2 приложения.

Глава 1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1. Посадочные устройства самолетов палубного базирования

К особенностям конструкции самолетов корабельного базирования относятся усиленная хвостовая часть с посадочным гаком и стойки шасси, для восприятия повышенных нагрузок при посадке на палубу и взлете с трамплина (рисунок 1.1).



a



6



Рисунок 1.1 – Посадка самолета на авиафинишер (а) и конструкция тормозного гака (б, в)

Для посадки самолетов на палубу используется посадочное устройство, состоящее из тормозного троса и посадочного гака с башмаком самолета. Посадочный гак – это мощная балка с крюком на конце, которым она цепляется за трос палубного тормозного устройства. Крючок называют башмаком посадочного гака.

При посадке башмак скользит по металлической палубе и его подошва подвержена ускоренному износу.

Еще большую нагрузку испытывает центральная часть башмака, где размещается трос палубного тормозного устройства. При незначительном смещении самолета от середины троса он начинает скользить по канавке башмака под большой нагрузкой. Поверхность башмака нагревается до высоких температур (порядка 800–950 °С).

На рабочих поверхностях наблюдаются глубокие риски, задиры, съем металла. Локальные участки в контакте с фрагментами троса нагреваются до температуры плавления металла, локально свариваются с тросом и выводят его из строя.

Для повышения износостойкости на поверхность контактной канавки башмака напыляли плазмой тонкий слой износостойкого покрытия. Однако эта мера не помогла.

Глубина разогретого до пластичного состояния материала башмака оказалась значительно больше толщины покрытия, и оно отслоилось от башмака (рисунок 1.2). Эксперименты показали, что защитный слой должен быть не менее 2 мм. А износостойкие слои такой толщины наносятся уже наплавкой.



Рисунок 1.2 – Повреждение башмака посадочного устройства без достаточного защитного покрытия в процессе эксплуатации (после одноразового применения)

Необходимо было отработать и внедрить в производство технологический процесс нанесения износостойкого покрытия и исследовать влияния его на эксплуатационные свойства материалов, применяемых для башмака посадочного устройства палубного истребителя.

В машиностроении процесс наплавки применяется практически со времени появления сварки, как технологического процесса. Наплавку используют для восстановления и упрочнения различных элементов деталей путем нанесения на рабочие поверхности металлических покрытий с заданными свойствами, способствующими повышению работоспособности изделий в целом.

Башмак посадочного устройства изготавливается в двух вариантах:

- механической обработкой из поковки стали ЭП817;
- минимальной механической обработкой из литой заготовки стали ВНЛ-3 [1].

Применение литья (с некоторой потерей прочности по сравнению со сталью ЭП817) обусловлено более высокой технологичностью изготовления заготовок башмака гака, имеющих сложную форму (рисунок 1.3).

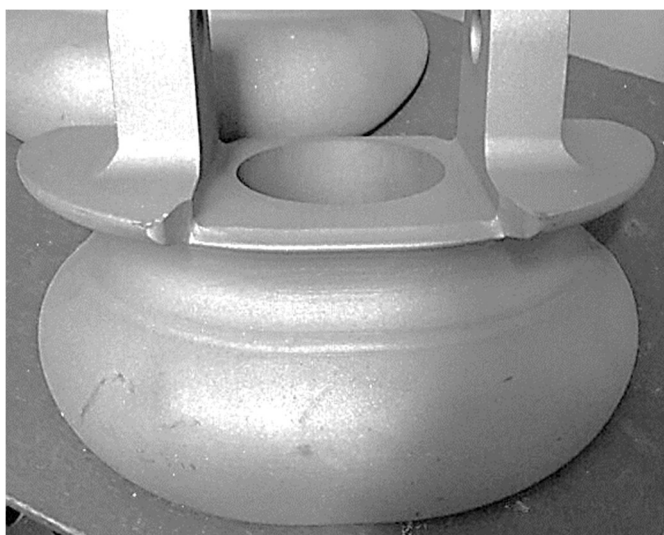


Рисунок 1.3 – Сложная форма рабочей поверхности башмака

Рабочая зона башмака, предназначенная для наплавки, имеет сложную поверхность двойной кривизны. Поэтому посчитали, что наиболее приемлемым способом будет ручная аргонно-дуговая наплавка с присадочным материалом.

В качестве износостойкого материала ВИАМом был рекомендован сплав X25H10B8, который ранее применялся для наплавки жаропрочных материалов. Данные по металлургической совместимости указанного сплава и сталей ВНС-5, ЭП817 и ВНЛ-3 при наплавке отсутствовали.

Технологические пробы на плоских образцах показали удовлетворительную жидкотекучесть присадочного металла, хорошее формирование наплавки. Металл шва плотный, без внутренних дефектов [1]. При этом следует учитывать, что повышение прочности зоны сплавления нецелесообразно, так как после первой же посадки зона сплавления прогревается до температур выше температуры отпуска сталей.

После завершения исследований и анализа результатов в качестве основного варианта было принято сочетание ВНЛ-3 + X25H10B8. Изготовленные по этой технологии башмаки посадочных устройств были установлены на изделии для проведения натурных испытаний.

Башмаки выдерживают более 25–30 посадок при допустимых величинах износа и без повреждений троса посадочного устройства судна.

1.2. Анализ существующей технологии изготовления и ремонта башмаков посадочного тормозного устройства

При существующей технологии изготовления башмаков тормозного устройства в качестве основного метода нанесения износостойкого слоя используется ручная аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом в инертном газе (рисунок 1.4).

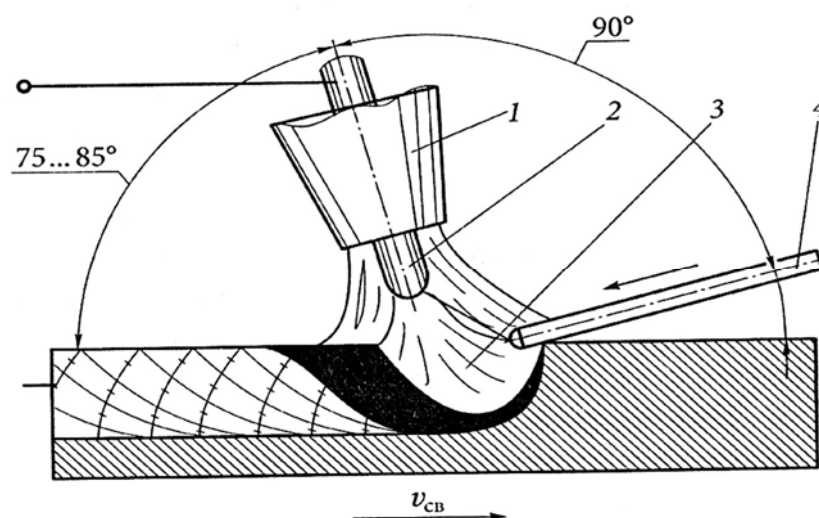


Рисунок 1.4 – Схема ручной наплавки вольфрамовым электродом в инертном газе:

1 – сопло горелки; 2 – вольфрамовый электрод; 3 – дуга; 4 – присадочный металл; $v_{св}$ – скорость наплавки

Ручная аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом – это дуговая сварка, осуществляемая с использованием вольфрамового электрода и внешней защиты аргоном, вдуваемым в ее зону. Применяется главным образом для наплавки деталей из высокопрочных сталей и алюминиевых сплавов.

При дуговой наплавке неплавящимся электродом используются горелки для сварки неплавящимся электродом, аргон или гелий в качестве защитного газа и присадочные прутки. Применяются проволоки сплошного сечения и литые прутки.

Технологический процесс ручной дуговой наплавки неплавящимся электродом износостойкого слоя на поверхности башмака включает следующие основные операции.

Подготовленный к наплавке башмак закрепляется в приспособлении, которое предотвращает его деформации в процессе обработки (рисунок 1.5).



Рисунок 1.5 – Башмак в сварочном приспособлении, подготовленный к наплавке

Затем башмак с приспособлением помещается в нагревательную печь сопротивления, в которой он нагревается до температуры 250–300 °С с выдержкой в течение 1–1,5 часов.

После нагрева башмак извлекается из печи, устанавливается на сварочный стол и производится наплавка. Наплавку осуществляют без перерыва два сварщика. По завершении процесса наплавки башмак разогревается до температуры красного каления (550–650 °С).

Затем башмак вместе с приспособлением помещается в печь, нагретую до температуры 650°С, выдерживается в течение 4 часов и охлаждается вместе с печью до комнатной температуры (рисунок 1.6).



Рисунок 1.6 – Башмак с наплавленным износостойким слоем

Отмеченный выше технологический процесс позволяет наплавлять один башмак за смену. При этом качество наплавки зависит от квалификации сварщиков, качества изготовления наплавочного прутка, подготовки поверхности башмака под наплавку, соблюдения температурных режимов охлаждения башмака в приспособлении с печью.

Как показывает производственный опыт, даже строгое соблюдение технологии наплавки не гарантирует предотвращения появления дефектов в наплавленном слое.

При хранении изготовленных башмаков в результате накопления высоких остаточных напряжений наблюдается образование трещин. В отдельных случаях наблюдалось образование трещин в наплавленном слое с раскрытием до 0,1 мм. Попытки исправить их подваркой оказались неудачными, так как количество трещин становилось больше. Исследование поведения таких трещин в условиях, имитирующих условия эксплуатации, показали нестабильное влияние влияния их на работоспособность башмака.

Анализ микроструктуры наплавленного слоя показал, что в нем присутствуют поры (рисунок 1.7).

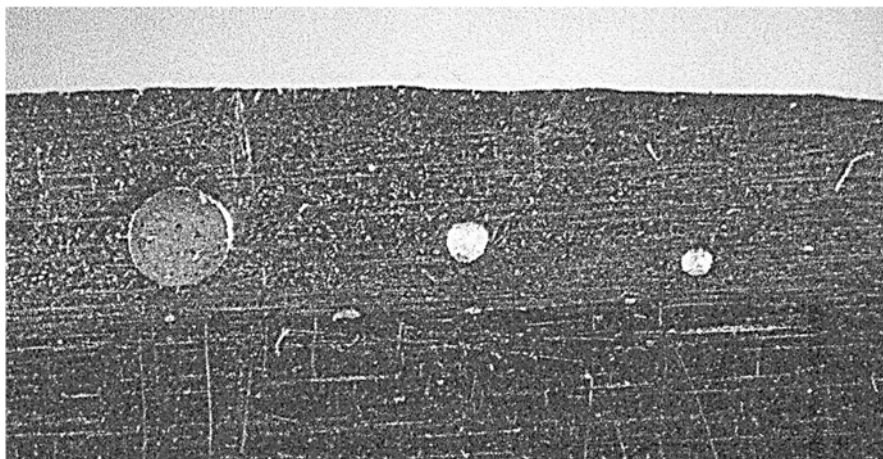


Рисунок 1.7 – Поры в наплавленном металле башмака

Причиной образования пористости в наплавленном слое, с одной стороны, является степень очистки поверхности башмака перед наплавкой, а с другой – качество самого наплавляемого прутка. И прежде всего, общее содержание газов в металле наплавочного прутка, а также наличие в его структуре микропористости.

Если качество подготовки поверхности под наплавку можно контролировать и вовремя корректировать, то качество металла наплавочного прутка регулировать весьма сложно, так как он поставляется по внешней поставке, а технологический процесс его выплавки весьма подвержен влиянию многочисленных не всегда контролируемых параметров.

Анализ технологического процесса изготовления башмака гака показывает, что его совершенствование возможно в двух направлениях – автоматизация процесса наплавки при использовании более концентрированных источников нагрева и разработке наплавочных материалов, обеспечивающих больший срок эксплуатации башмаков.

При этом желательно отказаться от предварительной выплавки присадочных прутков, а синтез наплавленного слоя осуществлять в процессе наплавки.

Также актуальна разработка технологии восстановления башмаков после эксплуатации наплавкой, которая не требует сложной механической обработки наплавленного слоя.

1.3. Современный уровень развития методов наплавки рабочих поверхностей деталей для увеличения износостойкости

Для повышения антифрикционных свойств высоконагруженных пар трения широко применяются методы наплавки. Наплавка— разновидность сварки, представляющая собой процесс нанесения слоя металла на поверхность детали [2, 3].

Наплавку целесообразно применять для нанесения металлических или металлоподобных толстых слоев (1,5–2,5 мм) [4] на металлические массивные детали.

Анализ литературы [5–8] показывает, что наплавку легированными сталями и твердыми металллокерамическими сплавами, цветными металлами применяют для получения износостойких, антифрикционных, жаро- и коррозионно-стойких поверхностей быстро изнашивающихся тяжело нагруженных деталей. Широко применяется дуговая наплавка покрытыми электродами, порошковой проволокой, в среде защитных газов, под флюсом и др., а также газопламенная, электрошлаковая и плазменная наплавки.

Сущность процесса наплавки заключается в нанесении расплавленного металла или сплава на частично или полностью оплавленную поверхность основного материала изделия, как для восстановления геометрических размеров, так и для придания детали необходимого комплекса эксплуатационных свойств [4, 9].

Расплавление наплавочного материала происходит посредством высокотемпературного пламени (газовая наплавка) [10], электрической дуги, горячей между электродом и основой (дуговая, вибродуговая наплавки) [4],

плазменной струи (плазменная наплавка) [11]. Температура дуги (струи) достигает 15000–25000 К [12].

При этом образуется общая сварочная ванна основного металла и наплавочного, с последующей ее кристаллизацией происходит образование наплавленного слоя с требуемыми свойствами. Это исключает проблему адгезии, но затрудняет получение точно заданных эксплуатационных свойств, в результате изменения состава и свойств наплавленного слоя по сравнению с исходным материалом для покрытия. Так, например, при наплавке под флюсом бронзы АН-60 требуется 2–3 прохода для получения химического состава в наплавленном слое, соответствующего химическому составу проволоки [13].

Сортамент изделий, на которые наносят защитные покрытия способами наплавки, достаточно велик: ножи горячей резки металла, прокатные валки, оси, шпиндели, валы, опорные ролики, скаты, крановые колеса, колеса вагонов, ходовые части гусеничных машин, поворотные цапфы и крестовины карданных валов тракторов, ступицы вариаторов зерноуборочных комбайнов, шкивы тормозные, штампы горячей и холодной штамповки, и т.д.

Так же велико количество сталей и сплавов различных композиций, используемых при наплавке слоев в настоящее время, которые подразделяются на пять основных групп [11,14]: стали (углеродистые, высокоуглеродистые, марганцевые, хромомарганцевые, хромистые, хромоникелевые); сплавы на основе железа (высокохромистые чугуны, сплавы с бором и хромом, сплавы с кобальтом, молибденом или вольфрамом); сплавы на основе никеля и кобальта (хромоникелевые сплавы с бором и кремнием, никелевые сплавы с молибденом, сплавы кобальта с хромом и вольфрамом); сплавы на основе меди (алюминиевые, алюминий-железные и оловянно-фосфорные бронзы); карбидные сплавы (с карбидом вольфрама или хрома).

Наплавочный материал в зависимости от метода наплавки, применяется в виде проволок сплошного сечения и порошковых; лент холоднокатаных и

порошковых; порошков; покрытых электродов; литых прутков или профилированных деталей [9, 11, 15–18].

Для создания износостойких и антифрикционных покрытий предъявляются определенные требования: материалы должны иметь высокую твердость, большой модуль упругости E , высокий уровень механических свойств и малый коэффициент трения. Структура должна обеспечивать антисхватывание и возможность быстрой приработки к контртелу.

Учитывая данные требования, при создании антифрикционных и износостойких покрытий методом наплавки целесообразно применять сплавы на основе меди [7, 8, 13, 18]. Некоторые из них приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Сплавы на основе меди

Тип наплавленного материала	Состав	Назначение
БрАМц 9-2	Cu;9Al;2Mn	Антифрикционные свойства в сочетании с хорошей износостойкостью в условиях смазки маслом или без нее и скольжения с возможным внедрением абразивных частиц
БрКМц 3-1 и др.	Cu;3Si;1,3Mn	

При наплавке антифрикционными сплавами на основе меди твердость достигает значения 50–60 HRC [7].

Однако, при использовании наплавки, как метода получения защитных покрытий приходится сталкиваться с определенными сложностями [4, 17, 18, 19]:

1) Металлургические процессы при наплавке сложны, характеризуются кратковременностью протекания, малым объемом расплавленного металла, высокой температурой источников теплоты. Недопустимы перегрев, приводящий к стеканию наносимого покрытия, образованию наплывов, выступов, изменению геометрии, а также недогрев, следствием которого

будут поровые пустоты, непроплавленные участки, раковины и другие дефекты.

2) Ванна расплавленного металла, имеющая малый объем, в соприкосновении с холодным твердым металлом быстро кристаллизуется в течение нескольких минут, а иногда секунд. Поэтому химические реакции в расплавленном металле и шлаке не достигают равновесия [9]. Для снятия остаточных напряжений, возникающих после затвердевания наплавленного слоя и приводящих к образованию трещин в покрытии и его разрушению в процессе эксплуатации, часто используют термическую обработку как заключительную. Кроме того, термическая обработка необходима для достижения оптимальной твердости покрытия и повышения обрабатываемости резанием.

3) Ввиду высокой температуры процесса в наплавленном металле образуются оксиды, находящиеся в твердом, жидком или газообразном состоянии. Если оксиды растворимы в наплавленном металле, то растворенный в нем кислород резко снижает механические свойства металла. Нерастворимые в металле оксиды переходят в шлак, но часть из них может остаться в наплавленном металле в виде пузырьков, образуя поры.

4) При всех способах наплавки под влиянием источников теплоты присадочный материал, плавясь, перемешивается с оплавляемым материалом, что неизбежно приводит к ухудшению свойств наплавленного слоя.

5) Наплавленный слой имеет неравномерность свойств. Так, например, при индукционной наплавке микротвердость снижается от поверхности слоя к основному материалу на 10%. После механической обработки наплавленного слоя, полученного вибродуговой наплавкой, наблюдается чередование его поверхностных участков с различной твердостью, которая изменяется на 30%.

6) Высокая удельная энергия процесса наплавки способна вызывать деформацию изделия. Неправильный выбор режима наплавки может привести к чрезмерной деформации изделия и браку. Поэтому для сохранения точности

формы и размеров наплавку изделия проводят в зажатом состоянии, исключая его деформацию; создают предварительную деформацию изделия, чтобы деформация, вызываемая наплавкой, направленная в противоположную сторону, обеспечила возврат к исходной правильной форме изделия; осуществляют механическую обработку до окончательных размеров.

7) Получение тонкослойных покрытий представляет большие трудности. При наплавке малогабаритных деталей под действием нагрева изменяется структура и свойства материала детали. Применение термической обработки для восстановления свойств материала детали часто вызывает отслаивание наплавленного слоя.

Лазерная наплавка является способом осаждения материала, при котором в порошок или проволока присадочного материала плавится и наносится на субстрат. Лазерная наплавка использует высокую плотность энергии, генерируемой лазерным лучом для образования расплавленного участка на поверхности субстрата и последующего объединения с наплавляемым материалом за счёт диффузии. Обычно струя частиц защищается от взаимодействия с внешней средой потоком инертного газа.

В процессе лазерной наплавки, лазерный луч фокусируется на обрабатываемой детали таким образом, чтобы обеспечить расплавление участка поверхности субстрата заданного размера. Материал порошкового покрытия подаётся с помощью инертного газа через сопло из камеры в область расплава. Фокусирующая оптическая система и сопло подачи порошка перемещаются вдоль поверхности заготовки для наплавки отдельных дорожек, полных слоёв или даже больших объемов материала [20, 21]. Лазерная наплавка позволяет создавать целый спектр функциональных покрытий устойчивых к износу, коррозии, окислению при высоких температурах [22, 23].

Лазерная наплавка отличается от лазерного напыления тем, что при напылении субстрат не плавится или плавится в незначительной степени под воздействием лазерного луча. Поэтому при напылении устойчивость

покрытия меньше. Из-за концентрации энергии в относительно малом объёме производительность процесса невелика. Поэтому лазерные наплавка и напыление находят применение там, где необходимы точная локализация покрытия и/или точный теплоперенос в процессе покрытия [24, 25].

В работе [26] были изучены пути оптимизации лазерной наплавки алюминиевого покрытия. Результаты исследования показали целесообразность диодной лазерной наплавки для наплавки алюминиевых покрытий. Была также установлена зависимость геометрических характеристик наплавленных дорожек в зависимости от параметров обработки. Были определены общие экономические затраты процесса и вклад каждой части процесса. Показано, что наибольший вклад в общую стоимость вносит стоимость используемого для наплавки материала. Этот параметр является более весомым в общей стоимости, чем стоимость лазерного блока и системы охлаждения. Это опровергает традиционное представление о высоких капитальных затратах, связанных с лазерным источником, так как его влияние на общую стоимость процесса будет ограничено по сравнению с вкладом присадочного материала или потребления газа в общую стоимость процесса.

В работе [27] исследовался процесс лазерной наплавки покрытия MCrAlY на субстрат из нержавеющей стали. Были изучены три типа коммерчески доступных MCrAlY сплавов, различающихся главным образом составом матричной композиции NiCo и содержанием Al , которые наносились путём лазерной наплавки на аустенитные субстраты. Во всех случаях были получены плотные слои с металлургической (диффузионной) связью с субстратом. Была показана эффективность использования метода лазерной наплавки в качестве альтернативы плазменному или сверхзвуковому газопламенному напылению. Другие характеристики покрытий, коррозии и механическое сопротивление в настоящее время изучаются.

Мурзаков В.Б. и др. [28] исследовали формирование структуры и свойств покрытий, полученных методом лазерной наплавки при

использовании металлических порошков, модифицированных наночастицами тугоплавких соединений. Был проведен металлографический анализ полученных покрытий, величина износа покрытия с добавками наночастиц тугоплавких соединений уменьшается в 4-6 раз, в отличие от покрытий без добавок. Были проведены металлографические исследования покрытий с различными концентрациями нанодобавок. Также был изучен спектр отражения электронов в поперечном сечении наплавки в пяти точках была. Сравнительный анализ микротвердости покрытия без наночастиц WC и с добавлением нанопорошка показал, что наблюдается увеличение микротвердости от 6000 МПа до 9000 МПа, соответственно.

1.4. Наплавочные износостойкие материалы

В настоящее время доступно широкое разнообразие коммерческих металлических и керамических порошков для напыления и наплавки износостойких покрытий.

Порошки, разработанные для использования в плазменном и газопламенном напылении, также подходят для использования в лазерной наплавке, так как их необходимые функциональных свойства одинаковы.

Важным аспектом лазерной наплавки является достижение хорошей связи по всей границе раздела между подложкой и наплавленным слоем. Поэтому требуется хорошее смачивание между материалом покрытия и подложкой. Из-за недостаточной смачиваемости керамики металлом, трудно достичь хорошего качества керамического покрытия на металлических подложках [29–31]. Может быть полезным применение сэндвич слоев между поверхностным покрытием и субстратом [32–35] или использование связующих веществ [30, 31, 36–38]. Предварительный подогрев также может способствовать повышению смачивания [39]. Многослойные покрытия также могут быть применены в комбинации металл–металл для уменьшения остаточного напряжения из-за повторного подвода тепла [40] и формирования

функционально градиентного слоя с заданными свойствами на поверхности [40, 41].

Конвекция является наиболее важным фактором, влияющим на геометрию бассейна расплава, в том числе форму бассейна и возмущения на поверхности. Конвекция также является основным механизмом смешивания наплавляемого материала с материалом подложки [43, 44]. Так как микроструктура и химический состав наносимого материала сильно зависит от степени перемешивания и скорости охлаждения во время затвердевания и последующего охлаждения, параметры, контролирующие эти механизмы, имеют важное значение для процесса лазерной наплавки [45]. Свойства материалов, которые влияют на эти механизмы – это, в частности, температура плавления и теплопроводность.

Предпочтительно, чтобы температура плавления подложки была выше, чем у материала покрытия. Если это не так, то в процессе кристаллизации и последующего охлаждения наносимого слоя, области подложки под ним могут нагреваться до температуры плавления. Эта область впоследствии может потерять прочность. Под действием напряжений в нанесённом слое, вдоль этой области возможно образование горячих трещин [33]. Такая ситуация будет в любом случае приводить к пористости вдоль границы раздела.

Образование трещин в наплавляемом слое в основном вызвано тепловым стрессом, создаваемым высоким температурным градиентом во время стадии охлаждения, и разницы между коэффициентами теплового расширения [31, 33, 40, 81, 46–49]. Особенно склонны к образованию трещин слои, которые характеризуются наличием твердых и хрупких частиц, таких, как карбиды [50]. Керамические слои также подвержены растрескиванию, из-за их ограниченной пластичности в сочетании с разницей в коэффициентах теплового расширения керамических материалов и металлов [51]. Остаточные напряжения могут быть снижены за счет уменьшения скорости охлаждения, что может быть достигнуто путем предварительного нагрева [52, 53].

Далее будут рассмотрены основные группы порошковых материалов, используемых в лазерной наплавке на стальные субстраты.

Материалы на основе кобальта (стеллиты). Суперсплавы на основе кобальта (стеллиты) очень популярны в отношении улучшения износостойкости механических деталей, особенно в агрессивных средах [54]. Эти порошки представляют собой смеси кобальта и других элементов, таких как никель, хром, вольфрам, углерод и молибден. Хром добавляется для образования карбидов и обеспечения прочности матрицы кобальта, а также для повышения устойчивости к коррозии и окислению. Вольфрам и молибден имеют большие размеры атомов и дают, таким образом, дополнительную прочность матрицы. Они также образуют твердые хрупкие карбиды. Никель добавляется для увеличения пластичности.

Преобладающий карбиды, найденные в стеллитах, имеют обогащённый хромом тип M_7C_3 (M = металл). Эти карбиды (2200 Hv) отвечают за твердость покрытия (~ 550 Hv) и его износостойкость. В низкоуглеродистых сплавах распространены другие карбиды, такие как M_6C и $M_{23}C_6$ [54].

Если износостойкость порошковой смеси на основе кобальта не достаточна, то непосредственно в смесь могут быть добавлены твердые частицы, такие как карбиды, нитриды и бориды, [37, 55, 56]. Такие твердые частицы обычно имеют высокую температуру плавления. Потоки в бассейне расплава должны гарантировать равномерное смешивание частиц карбидов с другими элементами и их внедрение в кобальтовую матрицу.

В работе Гассманна [55] описано добавление карбида вольфрама (WC / W_2C) в порошок стеллита с целью повышения абразивной износостойкости. Карбид вольфрама отличается минимальной пластической деформацией, низким тепловым расширением и высокой смачиваемостью расплавленными металлами, особенно кобальтом. Благодаря низкой свободной энтальпии образования карбид вольфрама растворяется в твердом состоянии расплавленным кобальтом. Растворимость возрастает с увеличением температуры расплава и времени взаимодействия. В зависимости от

концентрации углерода в расплаве, растворенный карбид вольфрама кристаллизуется либо в виде WC , либо, при более низкой концентрации углерода, в виде W_2C или хрупких фаз, таких как Co_3W_3C и Co_6W_6C . Поэтому очень важно поддерживать температуру в расплаве как можно более низкой. Это не только приводит к уменьшению растворения карбида, но также обеспечивает плотное покрытие с более низким уровнем растягивающих напряжений.

Одним из наиболее распространённых коммерческих порошков на основе кобальта является стеллит 6. Стеллит 6 наносят на, например, штампы, вкладыши, клапаны, питающие шнеки литьевых машин и лопатки турбин. Рабочая температура ограничена $500\text{ }^{\circ}C$. Для многих приложений это, возможно, не самое лучшее покрытие. Тем не менее, его выбирают в основном благодаря тому, что свойства и поведение таких покрытий хорошо известны, и они зарекомендовали себя в других методах наплавки.

Материалы на основе никеля. Никелевые сплавы применяют в деталях, подвергающихся воздействию агрессивной атмосферы при повышенных температурах. Они имеют хорошую стойкость к высокотемпературной коррозии и окислению. Сплавы на основе никеля также могут быть использованы в качестве замены кобальтовых сплавов. Это важно с экономической точки зрения, поскольку кобальт является относительно редким и дорогим элементом, в то время как никель широко доступен и намного дешевле. Примерами применения являются покрытия лопаток газовых турбин высокого давления или подающих шнеков в литьевых машинах [57].

К никелю обычно добавляют такие элементы, как хром, бор, углерод, кремний и алюминий. Формирование твердых боридов и карбидов кремния улучшает износостойкость и твердость. Тем не менее, слишком большое присутствие этих твердых фаз делает покрытие очень хрупким [56, 58, 59]. Твердые частицы могут быть также смешаны с дополнительными элементами [60]. В работе [61] описано добавление карбидов вольфрама к смеси $Ni-B-Si$

для получения насыщенного твёрдого раствора в никеле с тонко распределенной фазой Ni_3B , и растворенным вольфрамом.

Добавление бора и кремния улучшает смачивание. Таким образом, можно достичь высокой степени гладкости поверхности [62].

Для большего увеличения твёрдости может быть добавлен алюминий. Повышение твердости в этом случае обусловлено образованием интерметаллических фаз (NiAl_3 и Ni_2Al_3) [63], или оксидный слой (Al_2O_3).

Материалы на основе железа. Известны также исследования в области использования сплавов на основе железа для улучшения свойств поверхности подложек на основе железа. Так, обнаружено, что сплав железа, железа, хрома, углерода и марганца или вольфрама обладает превосходными характеристиками износа по сравнению со Стеллитом 6 [64–66]. Элементы, добавляемые к железу для образования карбидов, способствуют стойкости к окислению и коррозии, а также стабилизируют твёрдый раствор. Основной тип карбидов, найденный в таких наплавленных слоях – это M_6C вместо M_7C_3 в Стеллите 6. В других работах сообщается о применении аустенитных коррозионностойких стальных слоев поверх обычных низкоуглеродистых сталей [67, 68]. Коррозионная стойкость этих слоев может быть улучшена за счет увеличения содержания молибдена в ней [69].

В работе [70] изучались структура и механические свойства покрытий, полученных лазерным спеканием ультрадисперсных порошков на основе железа с добавлением меди. Было обнаружено, что добавление порошка меди существенно влияет на кинетику образования фаз. При этом образуется пересыщенный твёрдый раствор меди в железе. Наибольшая плотность и микротвердость слоёв достигнуты при содержании меди около 1% вес.

1.5. Лазерные технологии нанесения покрытий наплавкой

В литературе имеются сведения по восстановлению и ремонту компонентов газовой турбины [71–74]. Во время процесса наплавки, лазерный

луч плавит тонкий слой основного материала одновременно с наносимым материалом (в виде порошка или проволоки), который подается в наплавочную ванну одновременно с воздействием луча. Таким образом, обеспечивается перемешивание и надёжная металлургическая связь наплавляемого и основного материала. Благодаря высокой плотности мощности лазерного луча и малого его диаметра, а также высокой скорости перемещения луча по поверхности нагрев происходит только в локальной зоне, где необходимо изменить геометрические размеры или улучшить свойства.

Путем нанесения слоя на слой можно получать покрытия достаточно большой толщины без перегрева основного материала. Эта технология была принята ведущими мировыми производителями машин, таких как Дженерал Электрик, Пратт энд Уитни, Аллиед Сигнал, Роллс-Ройс, Элисон, Пратт энд Уитни Канада, Солар и другие [75–77]. Однако в каждом отдельном случае рассматриваются различные варианты обработки, но не приводится их оптимизация [78, 79].

Имеется несколько технологий лазерной наплавки, отличающихся следующими характеристиками:

1. видом наплавляемого материала;
2. методом введения наплавляемого материала;
3. лазерными источниками, применяемые для наплавки;
4. режимами обработки.

Так как лазерная наплавка заключается в нанесении на поверхность обрабатываемого изделия покрытия путем расплавления основы и наносимого материала [80, 81], то важно учитывать вид этого материала. В настоящее время используется два вида материалов – это проволока и порошки. От того, какой вид материала применяется, зависит конструкция подающих систем, режимы обработки и технологическая оснастка.

Проволока используется довольно редко, так как с её помощью трудно управлять как геометрией наплавленного слоя, так и его составом. Основное

преимущество проволоки – это значительно меньшая стоимость, чем порошковые материалы и простота подачи её в зону обработки.

Применение порошковых материалов позволяет управлять в широких пределах толщиной наносимого слоя, а также создавать на поверхности различные материалы, в частности композиционные и градиентные. Поимого этого, имеется возможность применения порошков с различным размером частиц. Для восстановления башмака посадочного устройства предпочтительнее использовать порошковые материалы. Недостатком порошковых материалов является их высокая стоимость и необходимость применения специальных питателей, сопел и оснастки.

По видам введения наплавляемых материалов различают следующие [82–84]:

1. нанесение материала перед обработкой;
2. боковая подача под луч;
3. соосная с лучом подача.

Метод введения наплавляемого материала перед обработкой предусматривает укладку проволоки, насыпание порошка, обмазка суспензией, содержащей порошок и связующее. После нанесения наплавляемого материала его расплавляют лазерным лучом. Преимуществом такого метода является простота или полное отсутствие оснастки для размещения материала. Недостатки заключаются в невозможности обработки криволинейных сложных поверхностей и негарантированного сплавления наплавляемого материала с основой.

Более распространённым является метод боковой подачи порошка или проволоки. При этом методе наплавляемый материал подаётся в зону воздействия луча под углом специальными приспособлениями подачи проволоки или дозаторами порошка. Преимуществом этого метода является высокая производительность, качество наносимого слоя и невысокая стоимость оснастки. К недостаткам следует отнести сложность обработки

криволинейных поверхностей и подогрева порошка или проволоки перед нанесением.

Наиболее универсальным является метод коаксиальной подачи порошка в зону обработки. В этом случае порошок через специальное сопло от питателя подаётся в зону обработки вместе с лазерным лучом [65]. Такая подача позволяет обрабатывать поверхности в любом пространственном положении и любой конфигурации. Большим преимуществом этого метода является тот факт, что во время движения от среза сопла до поверхности порошок может дополнительно подогреваться, что обеспечивает предупреждение целого ряда дефектов, таких как трещины, поры, несплавления и отслоения [77].

Существенное влияние на выбор метода наплавки и режимов оказывает вид лазерного источника нагрева. Известно [85], что возможно применение как газовых CO_2 лазеров, так и твердотельных Nd:YAG [86] лазеров или волоконных иттербиевых лазеров. Выбор лазерного источника нагрева влияет на диапазоны режимов обработки и автоматизируемость процесса. В настоящее время наибольшее распространение приобретают волоконные лазеры, так как они позволяют передавать излучение по гибкому световоду на значительные расстояния и имеют высокий коэффициент полезного действия.

Каждый из рассмотренных методов имеет свои особенности в выборе режимов обработки. Процесс лазерного нанесения покрытий сложный многофакторный процесс, связанный с выполнением большого количества взаимоувязанных параметров. Помимо решения задачи получения покрытия нужного состава необходимо обеспечить их сплавление с основой не допуская значительного перемешивания. В то же время необходимо получить оптимальные размеры наносимых валиков, так чтобы они обеспечили нужную производительность, оптимальный расход порошков и необходимую геометрию.

Таким образом, проведённый литературный обзор показывает, что процесс лазерной наплавки является весьма универсальным и

высокотехнологичным методом для ремонта и восстановления башмака посадочного устройства.

Однако этот метод имеет ряд особенностей его применения, связанные с оборудованием и режимами обработки соответственно. Для получения требуемого качества необходимо увязывать большое количество условий и параметров. В рассмотренной литературе не обнаружено комплексных методик оптимизации параметров режимов, особенностей оборудования и материалов для восстановления башмака посадочного устройства, эксплуатация которого проходит в условиях трения с высокой нагрузкой и температурой нагрева в зоне контакта с тросом.

В связи с этим в данной работе была поставлена актуальная задача разработки и создания технологии порошковой наплавки лазерным методом износостойкого покрытия на башмак посадочного устройства (авиафинишора).

Для восстановления башмака посадочного устройства большим потенциалом обладает, разработанный Зябревым И.А., способ газопорошковой наплавки со сканированием луча. Применение данной схемы осуществления наплавки позволяет [87–93]:

- За счет сканирования сфокусированного лазерного луча зона обработки увеличивается в 15 раз (ширина до 15 мм за один проход);
- Сканирование производится по одно и двухмерным траекториям;
- Регулирование распределения энергии в зоне обработки;
- Активация гидродинамических процессов в зоне расплава

На рисунке 1.9а показана схема традиционного способа наплавки расфокусированным лазерным лучом, а на рисунке 1.9б – со сканированием остросфокусированного излучения.

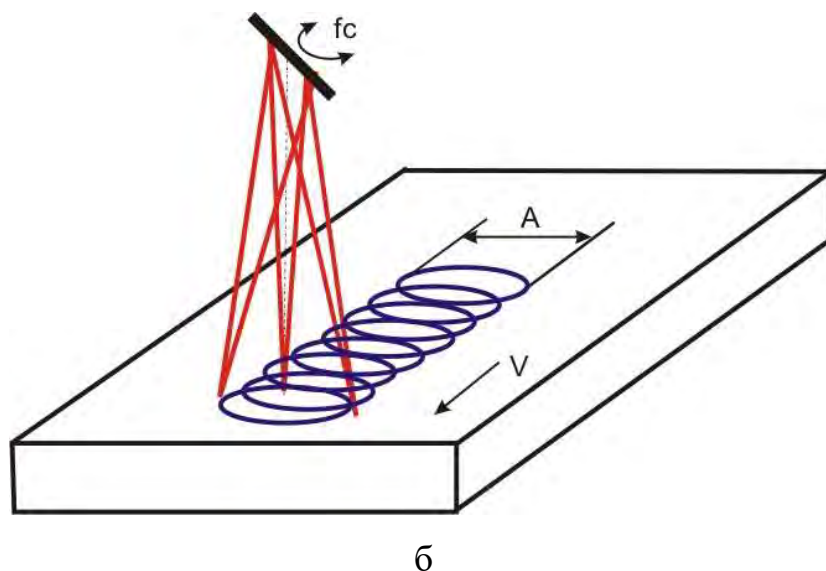
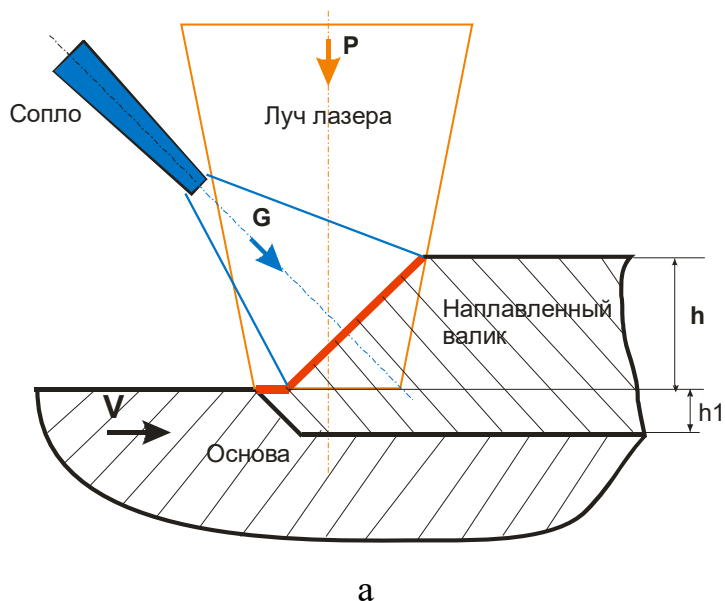


Рисунок 1.9 – Способ газопорошковой лазерной наплавки расфокусированным лазерным лучом (а) и со сканированием острогофокусированного излучения (б)

Поэтому представляется весьма перспективным применение наплавки со сканированием лазерного луча для получения наплавленных слоев, не требующих механической обработки после наплавки.

1.6. Задачи исследования

Одним из основных элементов посадочного устройства, который подвергается интенсивному износу в процессе эксплуатации, является башмак

посадочного устройства. Восстановление изношенных поверхностей является наиболее распространённым процессом в сравнении с заменой дефектных башмаков.

По сравнению с традиционной дуговой наплавкой в инертном газе лазерная порошковая наплавка обладает рядом преимуществ, позволяющим повысить качество и комплекс свойств наплавленных деталей.

На основании литературного обзора, сделанных выводов и цели работы были поставлены следующие задачи исследования.

Цель исследования. Цель работы – исследование возможности повышения износостойкости башмаков посадочных устройств за счет рационального выбора режимов широкополосной газопорошковой наплавки со сканированием луча и состава наплавочных порошков.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Анализ причин возникновения дефектов в наплавленных слоях стали ВНЛ-3 при ручной аргонодуговой наплавке кобальтовым сплавом X25H10B8.
2. Изучить влияние дефектов в наплавленном слое на износ при трении образцов стали ВНЛ-3 с покрытием из сплава X25H10B8.
3. Определить возможность применения широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча для формирования наплавленных слоев на поверхности стали ВНЛ-3.
4. Установить зависимость геометрических параметров наплавливаемых валиков от параметров режима широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча и установить диапазоны основных параметров режима, обеспечивающих получение бездефектных наплавленных слоев.
5. Исследовать структуру и свойства образцов стали ВНЛ-3, подвергнутых широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча.

6. Определить весовой износ при комнатной и повышенных температурах образцов стали ВНЛ-3 после широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча на рациональных режимах.

7. Разработать технологические рекомендации по применению широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча для получения износостойких покрытий на башмаках посадочного устройства из стали ВНЛ-3.

Глава 2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ И ОБОРУДОВАНИЕ, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ В ИССЛЕДОВАНИЯХ

2.1. Материал подложки и наплавляемые материалы

В данном исследовании рассмотрены особенности наплавки износостойкого слоя на подложку стали ВНЛ-3.

Сталь 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3) – это сталь коррозионностойкая высокопрочная мартенситного класса поставляемая по ОСТ 1 90090-79. Сталь

ВНЛ-3 (08X14H5M2ДЛ) применяют для деталей ответственного назначения авиационной промышленности.

Химический состав стали ВНЛ-3 представлен в таблице 2.1, механические свойства данной стали – в таблице 2.2.

Таблица 2.1 – Химический состав стали ВНЛ-3 (08X14H5M2ДЛ), в мас. %

C	S	P	Mn	Cr	W	V	Ti	Si	Ni	Nb	N	Mo	Cu
0,08	0,03	0,03	1,0	13,0–14,0	0,2	0,05	0,05	0,70	4,5–5,5	0,1	0,05	1,5–2,0	1,2–1,75

Таблица 2.2 – Механические свойства стали ВНЛ-3 (08X14H5M2ДЛ)

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	НВ
1226	883	12	35	311–415

Нагрев отливок до температур свыше 900 °С должен производиться либо с эмалевым покрытием, либо в защитной среде (гелий, аргон, с точкой росы 52 °С согласно ГОСТ 10157–2016).

Охлаждение отливок после нагрева их под закалку рекомендуется производить вроссыпь с принудительным воздушным охлаждением. Для улучшения обрабатываемости резанием отливок из стали ВНЛ-3 следует после предварительной термообработки подвергать отливки высокому отпуску при температуре 650 °С с охлаждением на воздухе или после закалки подвергать отливки отпуску при температуре 350 °С с охлаждением на воздухе.

Стали мартенситного класса в условиях сварочного термического цикла в околошовных участках закаливаются на мартенсит с высокой твердостью и низкой деформационной способностью [94]. В результате деформаций, сопровождающих сварку, а также длительного действия высоких остаточных и структурных напряжений, имеющихся в сварных соединениях в исходном состоянии после сварки, в таком металле возможно образование холодных трещин. Они образуются на последней стадии непрерывного охлаждения или при выдержке металла при комнатных температурах. Водород, находящийся в

сварных соединениях и диффундирующий даже при низких температурах, способствует охрупчиванию металла и образованию таких холодных трещин.

Предварительный и сопутствующий сварке подогрев обычно предотвращает образование трещин. Для хромистых сталей мартенситно-ферритных классов, как правило, рекомендуется общий подогрев до 200–450 °С. Температура подогрева назначается большей с увеличением склонности к закалке и жесткости изделия. При любом сопутствующем подогреве опасно охлаждение ветром, так как при этом усиливается вероятность появления трещин [95].

Для улучшения структуры и свойств необходимо осуществлять высокий отпуск. Структура после отпуска характеризуется сорбитом отпуска, с тем или иным количеством свободного феррита. Лучшие свойства достигаются при полном или почти отсутствии в структуре свободного феррита.

Наилучшие свойства могут быть получены, когда после наплавки с температур сопутствующего подогрева производят «подстуживание» примерно до 100 °С, выдержку при этой температуре в течение 2 ч (для завершения распада аустенит-мартенсит, без образования трещин) и посадку в печь для термической обработки всего изделия.

Химический состав наплавляемых материалов по основным компонентам приведен в табл. 2.3.

Таблица 2.3 – Химический состав наплавочных материалов

Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %								
	Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Co
X25H10B8	Ост.	0,08– 0,10	0,8–1,3	0,3– 0,45	9,0– 10,0	До 0,07	До 0,03	23–25	7,5–8,0
ВХН-1	4,5–5	1,0– 1,25	2,0– 2,75	0,4–0,5	50–58	До 0,07	До 0,03	35–40	–

Сплавы на основе кобальта — это наиболее известные и широко применяемые сплавы с самыми «универсальными» свойствами. Износостойкие кобальтовые сплавы относятся к системе Co–Cr–W, причем содержание хрома в сплавах этой группы является наибольшим по сравнению

с другими, так как он имеет ключевое значение в образовании карбидов с различным соотношением Cr/C.

Кобальтовые сплавы обладают превосходной сопротивляемостью к таким видам износа, как: абразивный, износ при трении скольжения и эрозийный износ.

Низкоуглеродистые сплавы рекомендуют для использования в условиях кавитации, износа от трения скольжения или умеренного истирания. Сплавы с более высоким содержанием углерода, как правило, выбирают для использования в условиях абразивного износа, сильного истирания или эрозии. Сплавы имеют превосходную сопротивляемость кавитации, коррозии, эрозии, абразивному износу и истиранию. Низкоуглеродистые сплавы, как правило, рекомендуются для использования в условиях кавитации, износа от трения скольжения или умеренного истирания.

Ввиду содержания в кобальтовых сплавах большого количества легирующих элементов (>35%), наличия тугоплавких элементов и образования сложных карбидов создание покрытий из этих сплавов сопровождается рядом трудностей. Возникновение трещин в процессе наплавки, высокое содержание основного материала детали в покрытии, неоднозначность поведения покрытий при различных температурах из-за изменения атомной структуры кобальта – все это порой перекрывает преимущества кобальтовых сплавов перед производителем, поэтому необходимы глубокие исследования структурного формирования покрытий из этих сплавов, а также исследований покрытий из кобальтовых сплавов в условиях, близких к реальным условиям эксплуатации деталей.

При аргонодуговой наплавке наплавляемый материал используется в виде прутка.

Использование лазерной газопорошковой наплавки позволит наносить покрытия из кобальтового сплава не только с сохранением свойств исходного наносимого материала, но и улучшить его свойства за счет больших скоростей охлаждения, а также обеспечить гибкость процесса.

В данной работе для нанесения покрытий был использован порошок из сплавов дисперсностью 60–75 мкм.

2.2. Ручная аргонодуговая наплавка

Формирование износостойкого слоя выполняется ручной аргонодуговой наплавкой (рисунок 2.1).

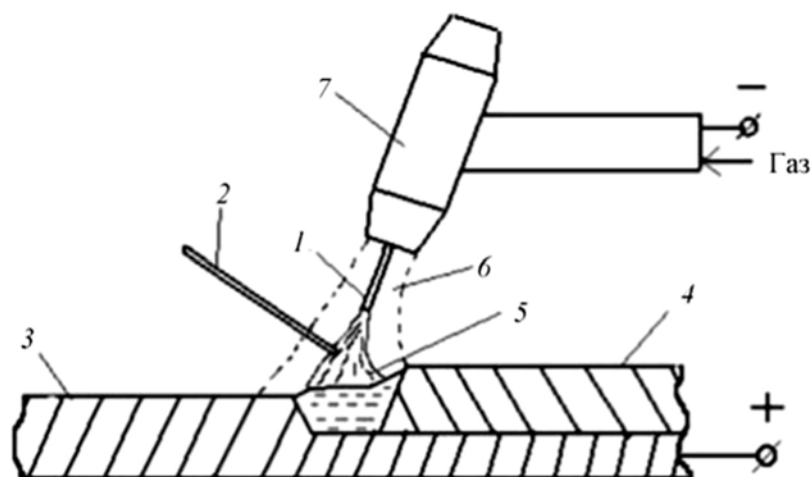


Рисунок 2.1 – Схема процесса ручной аргонодуговой наплавки:
1 – электрод; 2 – наплавляемый металл; 3 – основа; 4 – наплавленный слой; 5 – дуга; 6 – поток защитного газа; 7 – горелка

Наплавку образцов осуществляли ручной аргонно-дуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом. Режим наплавки: ток дуги – 100–110 А; количество проходов – 5; расход аргона – 10–12 л/мин; диаметр электрода Х25Н10В8 – 4 мм; ВХН-1 – 6 мм. Питание дуги осуществлялось постоянным током от источника «Форсаж-315».

Наплавка выполнялась без последующей термообработки на полностью термообработанный и газостатированный материал.

Для отработки технологии нанесения покрытий были использованы образцы из стали ВНЛ-3 толщиной 12 мм и размером 100x100 мм.

2.3. Экспериментальный комплекс для газопорошковой наплавки

Эксперименты по нанесению покрытий методом широкополосной коаксиальной лазерной наплавки проводили на специально созданном технологическом комплексе. Основными элементами стенда являются:

- промышленный робот ABBIRB 2400;
- волоконный лазер ЛС-4-К;
- оптическая головка;
- газовая панель;
- питатель для подачи порошка

Комплекс является автоматизированной системой, управляемой от ЧПУ промышленного робота. Использование промышленного робота позволяет наносить покрытия на изделия сложной формы в различных пространственных положениях. Внешний вид робота с технологической головкой для наплавки показан на рисунке 2.2.

Технические характеристики робота ABBIRB 2400 приведены в таблице 2.4.

Лазерное излучение инициировалось современным волоконным лазером марки ЛС-4-К. Внешний вид лазера показан на рисунке 2.3.



Рисунок 2.2 – Промышленный робот ABBIRB 2400 с технологической наплавочной головкой

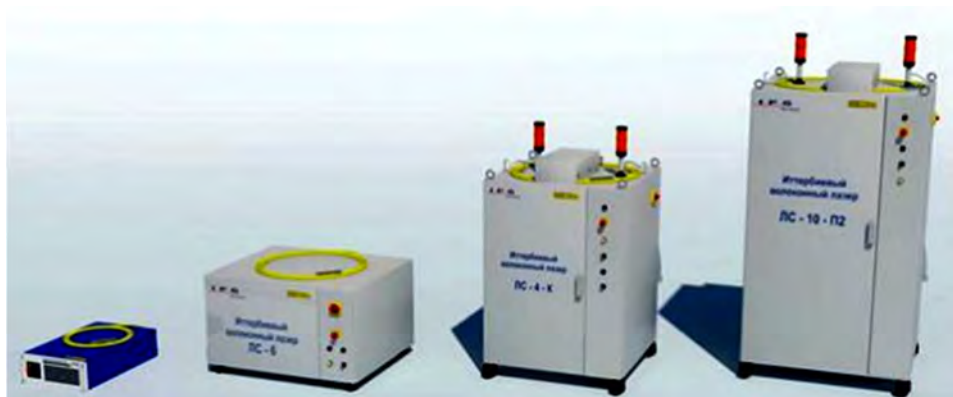


Рисунок 2.3 – Волоконный лазер ЛС-4-К

Таблица 2.4 – Технические характеристики робота ABBIRB 2400

Рабочий диапазон, мм	1850
Количество осей	6
Повторяемость при позиционировании, мм	0,04
Повторяемость при обработке траектории, мм	0,16
Потребляемая мощность, кВт	0,92
Вес, кг	280

Волоконный лазер выбран по той причине, что он превосходит другие типы лазеров практически по всем существенным параметрам, важным с точки зрения их промышленного использования. Волоконные лазеры благодаря своим преимуществам занимают наибольший сегмент рынка лазерного промышленного оборудования. Портативность и возможность выбора длины волны волоконных лазеров позволят реализовать новые эффективные применения, недоступные для других типов ныне существующих лазеров.

Многомодовые волоконные лазеры оказываются вне конкуренции для лазерной сварки, наплавки и резки. Длина волны иттербиевого волоконного лазера составляет 1,07 мкм, что обеспечивает более эффективное взаимодействие излучения с металлами, чем излучения CO₂ лазеров (10,6 мкм).

Достигнутое уникальное качество выходных пучков (для 10 кВт лазера BPP <4,5 мм•мрад) допускает использование длиннофокусных – до 2000 мм – оптических головок. Волоконные лазеры имеют наиболее высокие, до 45 %, значения КПД. Кроме этого, за счёт возможности доставки излучения по гибкому оптическому световоду на большие расстояния без потери качества, существует возможность обрабатывать детали в различных пространственных положениях в сочетании с роботом. Также данный тип лазера имеет открытую систему управления, что позволяет без особых проблем встраивать его в производственные линии, а также создавать технологические комплексы на его основе. Оптические характеристики лазера ЛС-4-К приведены в таблице 2.5.

Рабочим инструментом при лазерной обработке является оптическая головка. В данном комплексе использовалась наплавочная головка с фокусным расстоянием 270 мм. (рисунок 2.4). Данная головка характеризуется высокой стабильностью выходных оптических характеристик.

Таблица 2.5– Оптические характеристики волоконного лазера ЛС-4-К

Режим работы	Непрерывный, с
Поляризация	Случайная
Выходная мощность, Вт	4000
Длина волны излучения, нм	1070
Качество выходного пучка, мм•мрад	4,5



Рисунок 2.4 – Сканирующая головка для лазерной наплавки

Характеристики сканирующей головки (блока) для лазерной наплавки приведены в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Характеристики сканирующей головки (блока) для лазерной газопорошковой наплавки

Частота сканирования луча, Гц	20–250
Амплитуда сканирования луча, мрад	0–70
Траектория сканирования лазерного луча	Линия, эллипс, окружность
Фокусирующая оптика, мм	250–300
Регулировка положения фокуса, мм	50
Система охлаждения оптики	водяная

Подача порошка	Коаксиальная, боковая со сканатором сопла
Габаритные размеры, мм	300x250x100
Масса, кг	2,5

Подача порошка к месту обработки осуществляется специальным соплом с системой шлангов и каналов, по которым порошок вместе с защитным газом аргоном попадает в зону переплава в месте с лазерным лучом.

В технологическую головку и сопло наплавочный порошок подаётся принудительно под давлением аргона из специального питателя. Порошковые питатели предназначены для точной дозированной подачи металлических, керамических, металлополимерных порошковых материалов с фракционным составом от 10 до 200 мкм в лазерную наплавочную головку. Внешний вид питателя показан на рисунке 2.5.



Рисунок 2.5 – Питатель для подачи порошка в наплавочную головку

Конструкция порошкового питателя представляет собой передвижной базовый блок, на котором размещается одна или несколько порошковых колб. Управляющее устройство и электрические приводы порошковых колб находятся внутри базового блока. Порошковая колба является независимым

модулем, который может быть установлена на различные виды базовых блоков [96].

Порошковую колбу можно условно разделить на две части: контейнер для порошка и диск подачи порошка. Конструкция контейнера обеспечивает нисходящий поток порошка, и при этом предотвращается уплотнение порошка под действием собственного веса. Форма контейнера также предотвращает разделение порошка по фракционному составу или, в случае механических порошковых смесей, на порошки с разными плотностями. Вращение диска подачи порошка способствует равномерному заполнению паза порошком и его транспортированию к радиально противоположной стороне, где под действием транспортирующего газа порошок из паза диска всасывается через инжекторный блок. По антистатическим шлангам порошок доставляется в наплавочную головку.

Точная сборка деталей способствует тому, что паз порошкового диска полностью опустошается после того, как он проходит через инжекторный блок во время вращения диска. Подача порошка линейно пропорциональна контролируемой частоте вращения диска подачи порошка, которая может устанавливаться в пределах от 0 до 10 оборотов в минуту с шагом 0,1 оборотов в минуту.

В процессе работы порошкового питателя контейнер находится под избыточным давлением от 3,5 бар до 15 бар. Газ может выйти из бункера только через эжекторный блок, а количество транспортирующего газа может быть использовано для регулировки скорости частиц порошка на выходе из питателя.

Техническая характеристика системы дозированной подачи порошковых материалов для лазерной наплавки представлена в таблице 2.7.

Таблица 2.7 – Техническая характеристика системы дозированной подачи порошковых материалов для лазерной наплавки

Фракция порошка, мкм	10–200
Расход порошка, г/с	0,1–75
Точность дозирования, г	0,025
Расход транспортирующего газа, л/мин	1–10
Габаритные размеры дозатора, мм	400x250x250
Масса дозатора (нетто), кг	0,8
Габаритные размеры блока управления, мм	600x400x200
Масса блока управления, кг	30

2.4. Оборудование и методики для исследования макро- и микроструктуры наплавленных слоев

Для исследования микроструктуры и определения геометрических параметров полученных покрытий изготавливали образцы с наплавкой одного валика на различных оптимизированных режимах.

На этих пластинах проводили внешний осмотр для выявления наружных дефектов типа трещин, пор, включений, несплавлений и так далее. Для этой цели использовали инструментальный микроскоп с увеличением $\times 4$ – $\times 7$.

Пластина из стали ВНЛ-3 с валиками, наплавленными лазерным методом порошка из сплава X25Ni10B8, показана на рисунке 2.6.

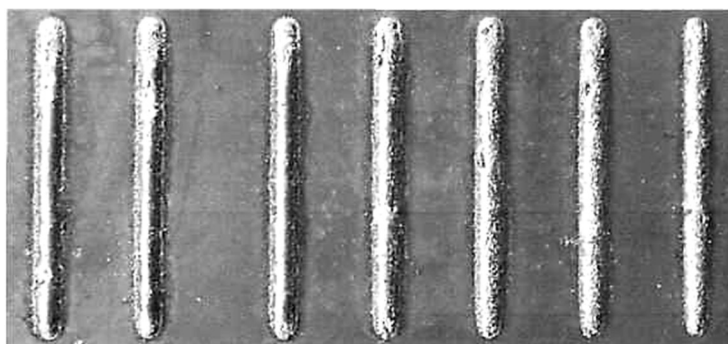


Рисунок 2.6 – Образец с наплавленными валиками лазерным методом для микроструктурных исследований

Для проведения измерений геометрических параметров поперечного сечения валиков пластину разрезали в поперечном направлении на отрезном станке ПОЛИЛАБ Р80, внешний вид которого показан на рисунок 2.7.



Рисунок 2.7 – Отрезной станок ПОЛИЛАБ Р80

Изготовление шлифов для металлографических исследований осуществляли путём вырезки из валиков проб размером 5x10 мм. Полученные пробы запрессовывали в оправку на прессе SimpliMet-1000, показанном на рисунок 2.8.



Рисунок 2.8 – Автоматический пресс для запрессовки образцов SimpliMet-1000

Запрессованные и залитые образцы шлифовали на шлифовально-полировальном станке BUEHLER comet-250, показанном на рисунке 2.9.



Рисунок 2.9 – Автоматический шлифовальный станок BUEHLER comet-250

Способ изготовления шлифов не должен влиять на структуру материала и разрушать поверхностный валик. Не допускается повреждение валика и отрыв его от основного материала. При изготовлении металлографического шлифа с поверхности образца удаляют все следы вырезки. При операциях шлифования и полирования шлифа необходимо следить за тем, чтобы не изменился характер структурно-фазовых составляющих поверхностного валика. Кромки шлифа не должны иметь закруглений. Каждая операция шлифования и полирования проводится до исчезновения с поверхности шлифа следов предыдущей операции. После каждой операции образцы тщательно протираются спиртом.

Травление шлифов производят реактивы, которые выявляют границы или окрашивают фазы в разные цвета или тона. Для травления всех шлифов применяется раствор Марбле. Шлиф при травлении протирают ватным тампоном до потускнения поверхности и промывают под струей воды и сушат

фильтровальной бумагой. Исследование микроструктуры поверхностного валика шлифов проводится при увеличении $\times 500$ и $\times 1000$.

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-51 с увеличением 50, 100, 200, 500 и 1000 крат. Внешний вид микроскопа показан на рисунке 2.10.



Рисунок 2.10 – Оптический микроскоп Olympus GX-51

Исследованиями на оптическом микроскопе выявляли особенности структур в зависимости от режимов наплавки.

Для количественной оценки дисперсности структуры применяли методику измерения размеров дендритов в структуре. В частности определяли размеры дендритов по глубине валика путем травления, различных структурно-фазовых составляющих валиков с последующей оценкой их геометрических характеристик при сравнении с соответствующими типовыми формами, а также за счет измерения их геометрических размеров на металлографическом шлифе. Наплавленный валик по глубине был разделен на четыре области, в каждой из которых определялись дендритный параметр, то есть расстояние между дендритными ветвями второго порядка, ширину дендрита, диаметр дендритных ветвей второго порядка и относительный процент содержащихся фаз.

Фазовый состав наплавленного сплава определяли методом рентгенодифракционного анализа на рентгеновском микроскопе. Съемку проводилась в $\text{CoK}\alpha$ -излучении в режиме непрерывного сканирования со скоростью 0,01° в интервале углов $2\theta = 30\text{--}125^\circ$. Период кристаллической решетки кобальтового твердого раствора определялся по дифракционному максимуму (311) с погрешностью $\pm 0,0004 \text{ \AA}$.

2.5. Электронная микроскопия

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) – один из наиболее информативных методов исследования структуры металлов и сплавов, в котором сочетаются возможности получения в одном эксперименте изображений с высоким разрешением (до 1 Å) и дифракционных картин одного и того же участка образца. В данных исследованиях использовался электронный микроскоп JEM-2100 предназначенный для визуального и фотографического исследований фазового состава и кристаллической структуры объектов. Исследования проводились в режиме: напряжение питающей сети 380/220 В, частота 50 Гц.

Напряженность переменного магнитного поля в районе микроскопа не превышала 0,15 А/м.

Диапазон электронно-оптического увеличения при ускоряющем напряжении 10кВ – $\times 400\text{...}400000$; 75 кВ – $\times 400\text{...}500000$; 50 кВ – $\times 400\text{...}600000$. Предельное остаточное давление в колонне микроскопа составляло $1,3 \times 10^{-3} \text{ Па}$.

Изображения кристаллической структуры всех фольг представлены в виде соответствующих микрофотографий. Фазовый анализ проводился путем анализа рефлексов на электронограммах. Расчет фиксированных рефлексов колец от кристаллов аналогичен расчету рентгеновских дебаеграмм.

Обычно для идентификации фазы по кольцевым электронограммам достаточно оценить периоды ее решетки, а затем, вычислив отношения периодов, определить кристаллическую симметрию исследуемой фазы.

Метод растровой электронной микроскопии (РЭМ) позволяет проводить количественный морфологический анализ и измерение линейных размеров микрорельефа поверхности твердотельных структур. Приставка для энергодисперсионной спектроскопии позволяет осуществлять качественный и количественный анализ состава твердотельных структур с использованием метода энергодисперсионной спектроскопии.

В исследованиях применялся электронный микроскоп фирмы “Carl Zeiss” марки evo–50 и SEM 515 «Philips», представленные на рисунке 2.11.

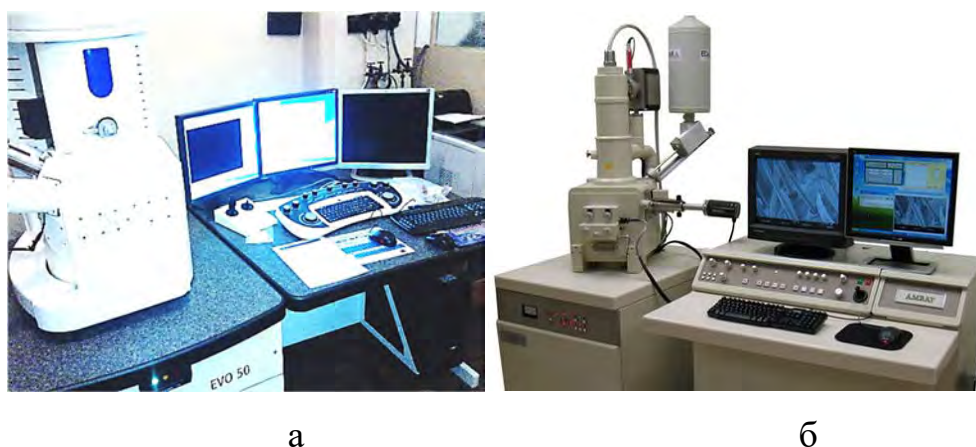


Рисунок 2.11 – Растровый электронный микроскоп evo–50 фирмы “Carl Zeiss” (а) и SEM 515 «Philips» (б)

2.6. Оборудование и методики механических испытаний полученных покрытий

В данном исследовании в качестве механической характеристики материала измеряли твёрдость полученного покрытия. Под твердостью понимают способности поверхностного слоя материала сопротивляться упругой и пластической деформации или разрушению при местных контактных воздействиях со стороны другого, более твердого и не

получающего остаточной деформации тела (индентора). Существуют различные методы измерения твердости, в данном случае использовали метод Виккерса.

В этом случае с помощью специального прибора в поверхность образца вдавливают алмазный индентор, представляющий из себя четырехгранную пирамиду с углом при вершине $\alpha = 136^\circ$. Нагрузка на индентор может изменяться, в зависимости от условий опыта, от 10 до 1000 Н, а длительность воздействия от 10 до 15 с. После удаления нагрузки P с под микроскопом измеряется диагональ отпечатка d , оставшегося на поверхности. Число твердости HV определяют делением нагрузки на площадь боковой поверхности полученного пирамидального отпечатка по формуле:

$$HV = 2Pd^2 \cdot \sin(\alpha/2) \quad (2.1)$$

Значение твердости по Виккерсу является усредненным условным напряжением в месте контакта индентор–образец и характеризует сопротивление материала значительной пластической деформации.

Микротвёрдость замеряли по ширине валика по середине высоты валика и по глубине валика по середине ширины валика.

Методика предназначена для определения твердости тонких поверхностных слоев и покрытий при испытательных нагрузках от 0,098 до 1,961 Н и соответствует ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 и ГОСТ 9450-76.

Измерения проводятся на плоской, гладкой, свободной от посторонних веществ, загрязнений и включений поверхности. Поверхность после окончательной обработки должна обеспечивать точное измерение длины диагоналей отпечатков. Шероховатость испытываемой поверхности изделия (образца) не должна быть грубее $R_a = 0,32$ мкм, определяемой по ГОСТ 2789. Место отбора шлифов из исследуемого образца выбирается на основании результатов визуального (невооруженным глазом или с помощью лупы) осмотра поверхности.

Вырезка производится таким образом, чтобы плоскость шлифа была перпендикулярна исследуемой поверхности или находилась к ней под углом

45°, а противоположная поверхность образца была параллельна поверхности шлифа. Размер шлифа выбирается таким образом, чтобы при проведении испытаний изделие не прогибалось и не поворачивалось. Толщина образца должна быть не менее 5 мм. Способ изготовления шлифов не должен влиять на структуру материала и разрушать поверхностный слой и кромки образца. Для материалов с защитными покрытиями не допускается повреждение покрытия и отрыв его от основного материала. При подготовке поверхности испытуемого образца необходимо принять меры предосторожности, учитывая возможное изменение твердости испытуемого валика вследствие нагрева или наклепа при механической обработке. Для подготовки поверхности используется полировка. При изготовлении металлографического шлифа с поверхности образца удаляют все следы вырезки, например, заусенцы.

Измерения твердости можно проводить при температуре окружающей среды от 11 °С до 36 °С. Чтобы получить наиболее точного результата измерения микротвердости нагрузка должна быть по возможности максимальной. На стороне образца, противоположной испытуемой, после нанесения отпечатка не должно быть следов деформации материала, заметных невооруженным глазом.

Сначала микротвердость измеряется параллельно линии сплавления с основным металлом в нескольких точках в зависимости ширины валика наплавки с шагом 150 мкм, слева направо от 50 мкм с левого края. Измерения проводятся с целью выявления влияния параметров процесса наплавки на микротвердость линий сплавления валика.

После измерений микротвердости параллельно линии сплавления с основным металлом измеряется микротвердость покрытий перпендикулярно линии сплавления с основным металлом в нескольких точках в зависимости глубины валика наплавки с шагом 150 мкм, сверху вниз от 50 мкм от поверхности, т.е. по глубине покрытия.

Исследование образцов проводится на микротвердомере DuraScan 20. Прибор автоматически производит измерения твердости приповерхностного

слоя образцов с максимальной нагрузкой 98 Н. Он имеет сенсорный экран и 3 координатный механический стол. Обработка измерений осуществляется автоматически по программе Ecos Workflow. Внешний вид прибора показан на рисунке 2.12.



Рисунок 2.12 – Внешний вид автоматического микротвердомера DuraScan 20

Одними из основных характеристик получаемых покрытий на валах энергетических установок являются трибологические. В работе были исследованы значения коэффициента трения и износа поверхности.

Для испытаний использовали образцы, полученные на оптимальных режимах обработки, в частности было исследовано образцы изготовленные по четырём режимам в сравнении с материалом подложки из стали ВНЛ-3.

Образцы представляли из себя пластины из стали ВНЛ-3 толщиной 15 мм, с нанесённым покрытием. Покрытие состоит из одного слоя одиночных валиков с расстоянием между их осями 2,3 мм. На рисунке 2.13 показан внешний вид исходного образца.

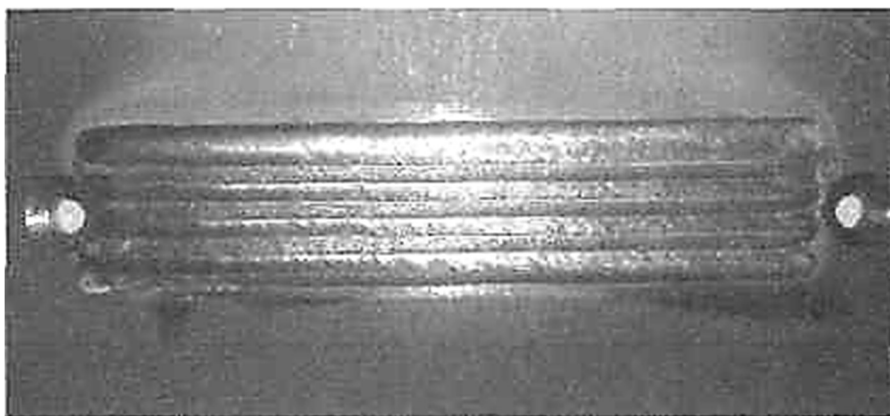


Рисунок 2.13 – Внешний вид исходного образца для трибологических испытаний

Поверхность нанесённого покрытия имеет значительную шероховатость, поэтому перед испытаниями проводили механическую обработку поверхности.

Механическую обработку проводили на глубину $1/3$ высоты нанесённого слоя. Внешний вид образца после механической обработки показан на рисунке 2.14.

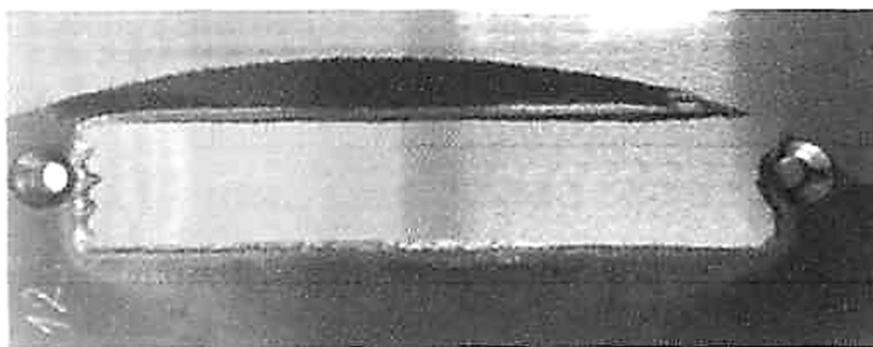
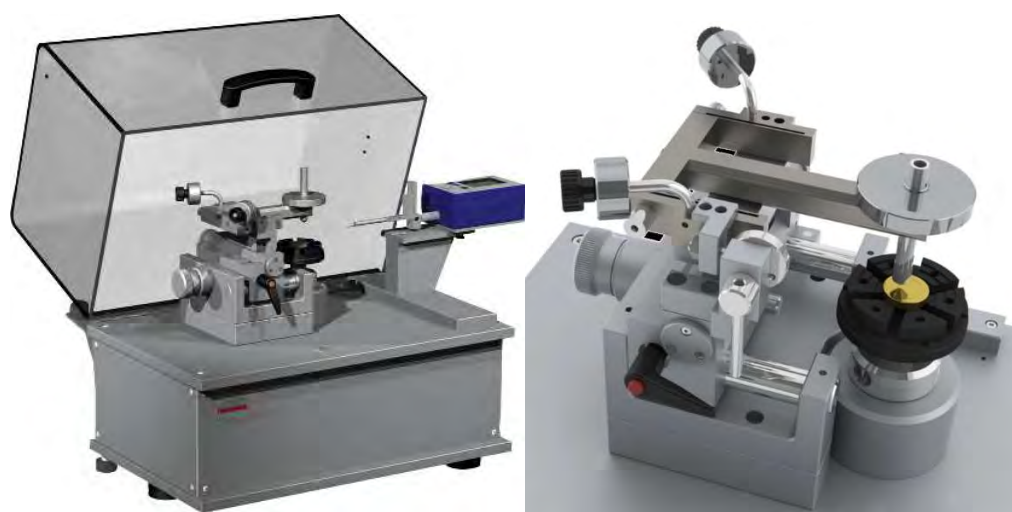


Рисунок 2.14 – Внешний вид образца для трибологических испытаний после механической обработки

Трибологические испытания образцов проводили методом измерительного скольжения на автоматизированной машине трения (трибометре) TRIBOMETER фирмы CSM Instruments (Швейцария), № 44739-10 в Государственном реестре средств измерений (ГРСИ), с возвратно-поступательным движением по схеме стержень-пластина в соответствии с Методикой выполнения измерений коэффициента трения f и износа I на

трибометре Tribometer фирмы CSM (Швейцария). МВИ КТИ/10 (рисунке 2.15).



а

б

Рисунок 2.15 – Трибометр Tribometer фирмы CSM (Швейцария):
а – внешний вид прибора: б – испытательный узел

Метод основан на измерении тензодатчиком силы трения, возникающей при взаимном перемещении прижатых друг к другу с заданным усилием испытываемых поверхностей (плоский образец – сферическое контртело) на воздухе или в жидкости. При испытании образец совершает движение, а сферическое контртело (шарик) фиксируют неподвижно в стержневом держателе из нержавеющей стали, который передает ему заданную нагрузку и связан с датчиком силы трения. Такая схема испытания основана на модели Герца, предложенной им для учета взаимной упругой деформации двух твердых шаров при их сжатии, которая в случае взаимодействия двух сферического и бесконечного радиуса описывает механический контакт полусфера-плоскость.

Обычно при таких испытаниях образец имеет форму диска или пластины, а контртело изготавливают из сертифицированного материала в виде шарика. Этот подход удобен для испытания образцов плоских функциональных поверхностей в паре с шариком известного диаметра из известного материала. Сертифицированный шарик может быть использован многократно,

достаточно лишь повернуть его, чтобы получить идеальную полусферу известного радиуса. Для обеспечения одинаковых условий эксперимента достаточно установить новый плоский образец и повернуть шарик, смещая изношенное место из контактного положения.

Данные испытания соответствуют международным стандартам (ASTMG99-05(2010), ASTMG133-05(2010), DIN50324) и могут быть использованы для оценки износостойкости образца и контртела. Непосредственно в процессе испытаний определяют коэффициент трения трущейся пары, который равен отношению измеренной силы трения к усилию прижима. Износостойкость оценивают по результатам наблюдений за бороздкой износа (на образце) и пятном износа (на контртеле – шарике).

Количественно потерю объема при изнашивании определяют по следующей формуле:

$$\Delta V = S \cdot L \quad (2.2)$$

где L – длина бороздки, мм; S – площадь сечения бороздки износа, мм².

Измерение ширины бороздок износа проводят при наблюдении в оптический микроскоп. Площадь вертикального сечения S бороздки износа измеряют с помощью профилометра HOMMEL-ETAMICT8000, показанного на рисунок 2.16.

Приведенный износ I (величина, обратная износостойкости) рассчитывают, используя нормировку потери объема при испытании ΔV на величины пробега N (в м) и приложенной нагрузки P (в Н) по формуле:

$$I = \Delta V / (N \cdot P) \quad (2.3)$$

Износ образца и контртела, нормированный по пути пробега и нагрузке, позволяет сравнение трибологических испытаний, проведенных при разных условиях.



Рисунок 2.16 – Профилометр HOMMEL-ETAMICT8000 для определения шероховатости поверхности и профиля следов износа

Таким образом, комплексное трибологическое исследование включает запись значений коэффициента трения при испытании по схеме неподвижный стержень – вращаемый диск, а также фрактографическое исследование, в том числе измерение площади сечения бороздки износа и пятна износа, по результатам которого проводят расчет износа образца и контртела.

Исследование профиля поверхности образцов проводились на профилометре HOMMEL-ETAMICT8000.

Штифтодисковые испытания трибологических свойств проводились с помощью штифтодискового трибометра ТНТ800 Anton Paar (рисунок 2.17) при температурах 24°C (комнатная температура), 100–900 °C. Предварительные испытания показали, что использование нормальной нагрузки 7 Н (10 Н для испытаний при 24 °C), глиноземного шарика диаметром 6 мм в качестве контртела и частоте вращения образца 310 об/мин измеряемый износ на большинстве наплавленных слоев. Дорожка износа на образце, а также изношенный стакан на глиноземном шарике были исследованы под оптическим микроскопом, чтобы наблюдать структуру дорожки износа и измерить диаметр изношенного стакана на глиноземном шарике.



Рисунок 2.17 – Штифтодисковый трибометр ТНТ1000 с нагреваемыми образцами, представляющий основные компоненты для измерения приложенной силы и тангенциальной силы. Верхний нагреватель используется для быстрого получения максимальной температуры 1000 °С

Продолжительность трибологических испытаний составила 31000 кругов для исследуемых покрытий. Общая продолжительность испытания, в зависимости от радиуса дорожки износа, составила от ~ 120 минут до ~ 240 минут. Большая продолжительность штифтовых испытаний была необходима для максимального моделирования фактического времени выполнения фрезеровки/резания. Поэтому эксплуатационные характеристики высокотемпературного трибометра, который может легко выдерживать такие высокие температуры в течение длительного времени, имели решающее значение для этих измерений.

Скорость износа – это измерение износостойкости материала в процессе штифтодискового испытания. Контакт статического контртела (глиноземного шарика) с вращающимся образцом вызывает повреждение покрытия с удалением материала и износ покрытия. Износ можно количественно

определить как объем материала, удаленного из образца. Этот объем можно рассчитать как для вращающегося образца, так и статического контртела (глиноземный шарик).

Скорость износа определяется как потеря объема, нормализованного с помощью приложенной силы и испытательного расстояния. Поэтому единица измерения скорости износа – это $\text{м}^3/\text{м} = \text{м}^2/\text{Н}$. Объем материала, удаленного из образца, определяется путем измерения профиля дорожки износа с помощью поверхностного профилометра. Для исследований использовался профилометр производства компании «Taylor Hobson», было выполнено, как минимум, шесть измерений дорожки износа на каждом образце (см. рисунок 2.18). Скорость износа рассчитывалась по следующей формуле:

$$w = \frac{V}{dP}, \quad (2.4)$$

где V – это объем удаленного материала, d – общее испытательное расстояние и P – приложенная нагрузка.



Рисунок 2.18 – Схематическое изображение дорожки износа и измерения с помощью поверхностного профилометра (сканы)

В некоторых случаях наблюдается накопление материала: вместо (или дополнительно к) удалению материала было накопление материала на поверхности образца. Затем соответствующий показатель был назван скоростью накопления, одна и та же формула (2.4) использовалась для расчета скорости накопления с объемом накопленного материала V .

Отдельные частные методики, например, методика определения напряжений в подложке и наплавленном слое, приводятся в соответствующих разделах диссертационной работы.

Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН В НАПЛАВЛЕННОМ СЛОЕ БАШМАКА ПОСАДОЧНОГО УСТРОЙСТВА ПРИ АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ СПЛАВОМ X25H10B8

3.1. Дефекты в наплавленном слое башмака посадочного устройства

Применение литья (с некоторой потерей прочности по сравнению со сталью ЭП817) обусловлено более высокой технологичностью изготовления заготовок башмака гака, имеющих сложную форму. Рабочая зона башмака, предназначенная для наплавки, имеет сложную поверхность двойной кривизны. Поэтому мы посчитали, что наиболее приемлемым способом будет ручная аргонно-дуговая наплавка с присадочным материалом. В качестве износостойкого материала ВИАМом был рекомендован сплав X25H10B8, который ранее применялся для наплавки жаропрочных материалов.

Оптимизация режимов наплавки и правильный выбор основного и наплавляемого материалов – главное условие получения наплавленного слоя с заданными свойствами.

Одним из ответственных элементов в конструкции летательным аппаратов является посадочное устройство (ГАК), которое работает в соприкосновении с металлами при больших контактных напряжениях и ударных нагрузках. Башмак посадочного устройства изготавливается из высокопрочного нержавеющей литейного сплава ВНЛ-3 с наплавленным на рабочую поверхность методом аргонодуговой наплавки износостойкого покрытия X25H10B8. Опыт эксплуатации посадочного устройства с наплавкой показал очевидное преимущество такого конструктивно–технологического решения. Однако, в процессе изготовления неоднократно (примерно 50% случаев) отмечалось появление трещин в зоне наплавки, причем трещины выявлены как непосредственно после наплавки, так и по прошествии некоторого времени после механической обработки рабочей зоны. Задержанный характер разрушения, большая толщина заготовки под наплавкой, а также отсутствие обезводороживающих нагревов в цикле упрочняющей термообработки литого башмака дали основание сделать предположение о влиянии водорода на растрескивание наплавки.

Были выполнены металлографические исследования башмаков посадочных устройств из стали ВНЛ-3 с ручной аргонодуговой наплавкой

X25H10B8 с трещинами как продольными, так и поперечными относительно наплавки.

На поперечным темплетях, вырезанных из мест с трещинами, обнаружено, что трещины располагаются в наплавке, их развитие в основной материал не наблюдается. В наплавке имеются дефекты: несплавления и оксидные плены, располагающиеся по границе с основным материалом (рисунок 3.1). Металлографическое исследование шлифов из темплетов также не обнаружил трещин в основном материале.

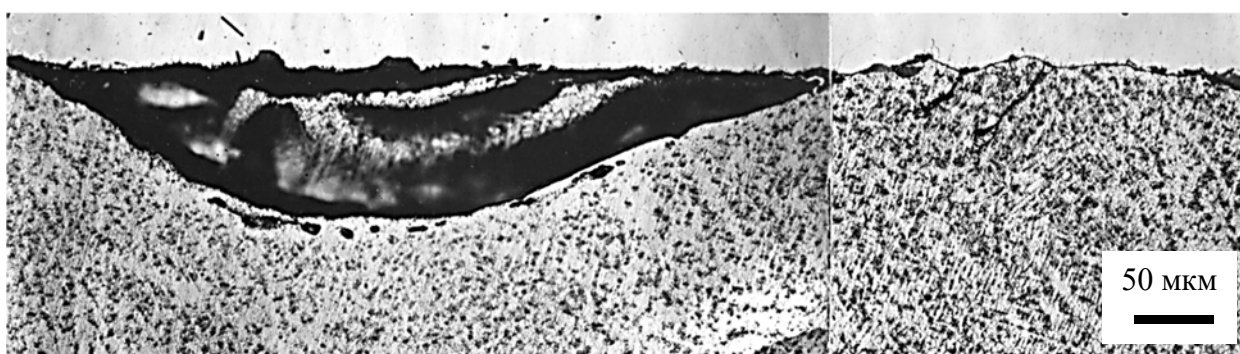


Рисунок 3.1 – Дефекты на границе наплавки и основного металла (x200)

Из анализа изломов следует, что трещины развиваются в зоне наплавки; очаги разрушения либо подповерхностные, связанные со сварочными дефектами, либо расположены по поверхности (рисунок 3.2).

Строение изломов указывает на то, что образование трещин происходило при повышенным температурах в процессе остывания материала наплавки, т. е. исследуемые трещины являются «теплыми».

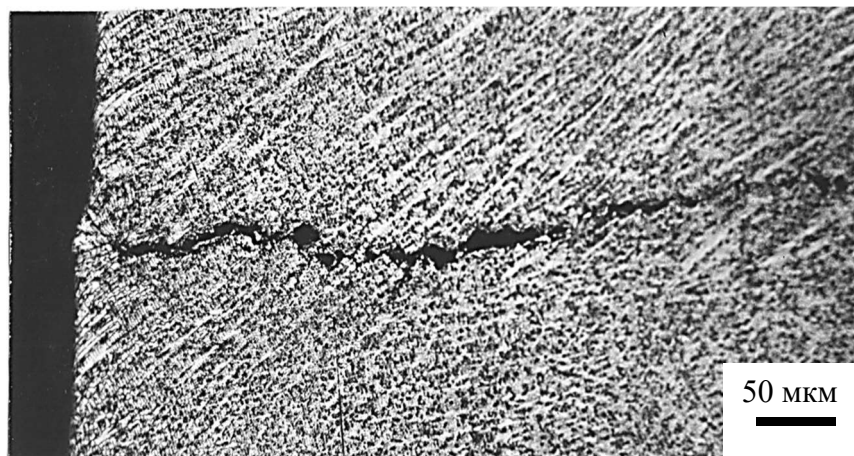


Рисунок 3.2 – Поверхностная трещина в наплавке (x200)

3.2. Определение содержания водорода в наплавленных образцах методом вакуумной экстракции

Предварительно на макрообразцах размером 5x10 мм исследовалось содержание диффузионно–подвижного водорода (отдельно в материале наплавки, в стали ВНЛ–3, вырезанной из башмака посадочного устройства, и в стали ВНЛ–3 с нанесенной наплавкой).

Для сравнения было определено содержание водорода в наплавке, выполненной стеллитом. Наплавка производилась как на обезводороженной, так и на необезводороженный материал детали.

Экстракция проводилась при температурах 520, 600 и 900 °С, а также при непосредственном расплавлении металла детали из стали ВНЛ–3. Результаты исследования представлены в таблице 3.1. На образце экстракция проводится последовательно при повышающихся значениях температуры нагрева.

Количество диффузионно–подвижного водорода (ДПВ) определяется при дегазации при 520 °С (для стали ВНЛ–3) и при 520 °С + 600 °С (для наплавки), а испытания при расплавлении металла характеризуют общее количество водорода. Дегазация при 900 °С дает лишь часть общего содержания водорода. Представленные данные показывают следующее:

Таблица 3.1 – Определение содержания водорода методом вакуумной экстракции

Материал	Тип образца	Марки ровка	Температура экстракции, °С				
			520	600	900	Плавлен ие	
			см ³ / 100 г Ме				
Стеллит	Цилиндр длиной 10 мм и диаметром 5 мм	1	2,128	—	1,01	—	
ВНЛ–3 без обезводороживани я		2–2	1,46	—	—	—	
		2–3	—	—	2,68 8	—	
X25H10B8 наплавка		3	0,2688	—	2,02	—	
ВНЛ–3 (башмак с обезводороживани ем)		0–1	0,109	—	—	—	
		0–2	0,493	—	—	—	
		0–3	0,123	—	—	—	
		0–4	0,0594	—	—	—	
ВНЛ–3 с наплавкой 0% 30% 80% (вырезка из башмака 1 без обезводороживани я	Параллелепип ед 5x5x10 мм	80	1,34	—	—	—	
		1–30	1,12	0,448	—	—	
		1–80	0,202	0,795	1,12	11	
ВНЛ–3 с наплавкой 30% (вырезка из башмака 2 без обезводороживани я		2–30	0,0784	0,706	—	—	
		2–30	0,582	0,213	—	—	
Материал наплавки (X25H10B8)		Цилиндр длиной 10 мм и диаметром 5 мм	—	—	0,862	2,02	9

1. Необезводороженная сталь ВНЛ–3 может содержать повышенное количество диффузионно-подвижного водорода – до 1,5 см³/100 г.

2. Обезводороживание стали ВНЛ–3 снижает концентрацию диффузионно-подвижного водорода до 0,1–0,5 см³/100 г;

3. В образцах стали ВНЛ–3, вырезанных из необезводороженного башмака при 0 и 30% наплавки (дегазация при 520 °С), обнаружено 0,6–1,3 см³/100 г диффузионно-подвижного водорода, при 80% наплавки содержание диффузионно-подвижного водорода ~1,0 см³/100 г (дегазация при 520 °С + 600 °С).

4. Содержание диффузионно-подвижного водорода в металле наплавки составляет 0,9 см³/100 г (дегазация при 600 °С), а содержание общего водорода (метод плавления) весьма велико ~9,0 см³/100 г. Также велико содержание общего водорода в образцах, вырезанных из башмака посадочного устройства при 80% наплавки – около 11,0 см³/100 г.

Исследование распределения водорода в системе сталь ВНЛ–3 – наплавка X25H10B8. Определение локальных содержаний газообразующим примесей (в частности, водорода) в различных материалах — необходимый этап при разработке новейшим технологий, так как существенное влияние указанных примесей на свойства различных материалов общеизвестно.

Для определения локального содержания газообразующих примесей в металлах широко используется хорошо разработанный метод лазерного масс–спектрометрического анализа.

Однако применение этого метода для определения водорода часто бывает не целесообразно и затруднительно, так как: для его реализации необходимы высококвалифицированные специалисты и дорогостоящая масс–спектрометрическая установка.

Разработанный и использованный в данной работе метод локального анализа, основанный на лазерном пробоотборе в потоке инертного газа, достаточно прост для реализации и является методом неразрушающего контроля различных объектов анализа в тех случаях, когда масса микропробы, как правило, не превышающая 10^{–4} г, в тысячи и десятки тысяч раз меньше массы анализируемого образца. Метод позволяет определять абсолютные количества выделенного при анализе водорода, находившегося в локальных участках образца как в свободном, так и в связанном состоянии, например, в

молекуле воды, так как энергия лазерного излучения достаточна для расщепления этой молекулы.

Суть метода заключается в следующем. Микроучасток исследуемого образца расплавляется и испаряется лазерным лучом. Выделяющийся при этом водород, выносится потоком инертного газа к хроматографической колонке, а затем к твердоэлектролитной ячейке (ТЭЯ). По отклику ТЭЯ определяется массовое количество выделившегося водорода. Локальная концентрация водорода C_n в микроучастке анализируемого образца вычисляется как отношение: $M_n/H_{пр}$, где M_n – количество выделенного из микропробы водорода, а $H_{пр}$ – масса микропробы в объеме кратера.

Для проведения исследований метод был реализован нами в установке» состоящей из следующим основных блоков (рисунок 3.3):

- 1) блока лазерного пробоотбора;
- 2) блока газовых коммуникаций;
- 3) блока измерения и регистрации количества водорода, выполненного на базе твердой электролитной ячейки (ТЭЯ).

Блок лазерного пробоотбора. Блок включает в себя серийно выпускаемый технологический лазер "Квант–15" с энергией в импульсе до 8 Дж, длительностью импульса $\sim 10^{-3}$ с и длиной волны – 0,695 мкм. Размеры кратера, образующегося под воздействием лазерного излучения на исследуемый образец, зависят от условий фокусировки лазерного луча, энергии в импульсе и среды, в которой производится пробоотбор.

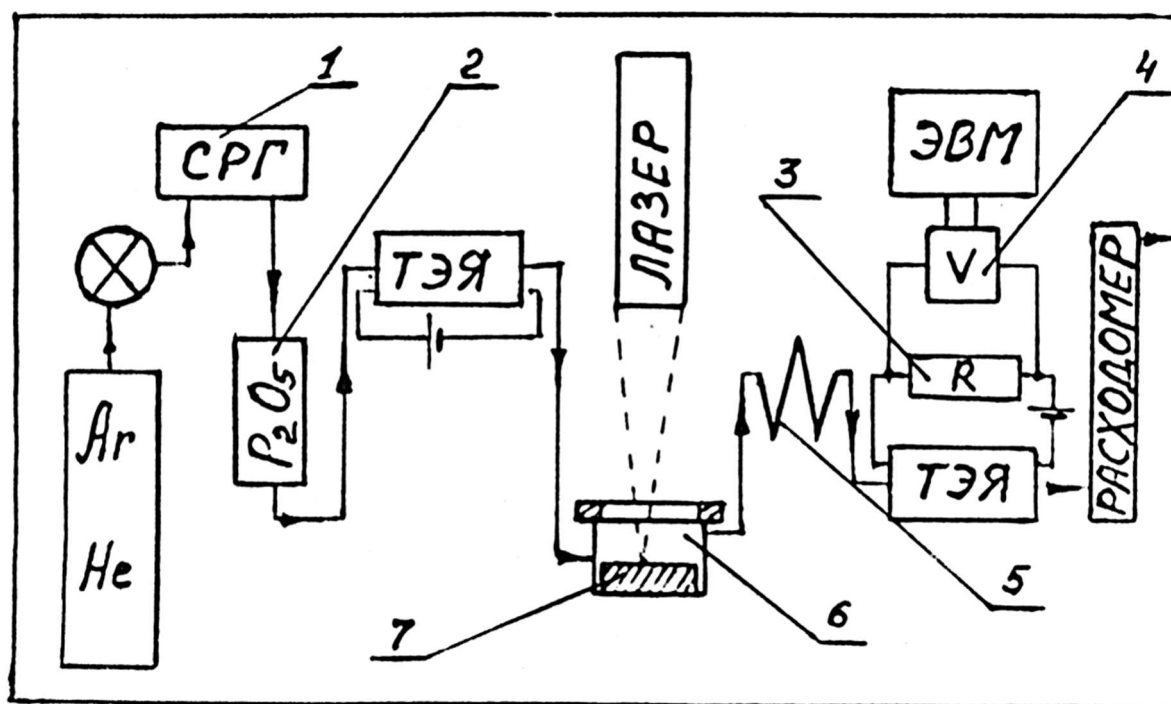


Рисунок 3.3 – Схема установки для определения локального содержания водорода:

1 – стабилизатор расхода газов; 2 – осушитель; 3 – калибровочное сопротивление; 4 – цифровой вольтметр; 5 – хроматографическая колонка; 6 – экстракционная камера; 7 – образец

При пробоотборе из образцов, представленных заказчиком, указанным лазером в потоке инертного газа диаметр кратера может варьироваться от 400 до 600 мкм, а глубина – от 10 до 400 мкм. Объем отбираемой микропробы, который считали равным объему кратера, составляет при этом 10^{-6} – 10^{-7} см³ и рассчитывается по формуле конуса.

Оптимальным является напряжение, равное 600 В, так как при этом напряжении объем кратера, а следовательно, и масса микропробы воспроизводятся с наименьшим относительным стандартным отклонением.

В состав блока лазерного пробоотбора входит также экстракционная камера, в которую помещается анализируемый образец. Экстракционная камера представляет собой цилиндрический стакан из нержавеющей стали объемом ~ 3 см³ с отверстиями для ввода и вывода газового потока. Свободный объем над поверхностью анализируемого образца — не более 0,3 см³. В торце камеры расположено оптическое стекло. Выбор оптимальных значений

объема и линейных размеров камеры определялся выбором наиболее благоприятных условий для проведения пробоотбора.

Система газовых коммуникаций. Для транспорта выделяющегося при лазерном пробоотборе водорода в установке используется промышленно выпускаемые гелий марки Б или аргон. В связи с тем, что для проведения анализов с помощью ТЭЯ необходимо поддержание остаточного содержания кислорода в инертном газе на уровне $5 \cdot 10^{-6}$ об. %, промышленно выпускаемые инертные газы (по крайней мере, аргон) требуют очистки. Для этого в установке предусмотрен специальный блок, состоящий из осушителя и ТЭЯ, позволяющий получать остаточное содержание кислорода в газе-носителе на уровне 10^{-6} об. %.

Газовые коммуникации выполнены из трубок из нержавеющей стали с вакуумночистыми поверхностями для уменьшения возможных эффектов поглощения и выделения газов в газопроводе. В системе практически отсутствуют застойные зоны, которые могут приводить к размыванию аналитического сигнала.

Система измерения и регистрации. Газы, выделившиеся из расплавленного и испаренного микроучастка исследуемого образца, в потоке газоносителя с заданным расходом поступают в хроматографическую колонку, наполненную молекулярным ситом 5А, где происходит их разделение.

Разделенная газовая смесь переносится в твердоэлектролитную ячейку (ТЭЯ) со следующей электрохимической цепочкой: воздух, $\text{Pt}/0,85\text{ZnO}_2 + 0,15 \text{CaO}/\text{Pt}$, O_2 , обладающей практически только кислород-ионной проводимостью. Ячейка работает в кулонометрическом режиме титрования водорода.

Суть работы ТЭЯ в таком режиме состоит в поддержании постоянной концентрации кислорода в проходящем через нее газоносителе. Водород, находящийся в потоке инертного газа, при прохождении через ТЭЯ окисляется (ее рабочая температура около 1000°K), а потребляемый при этом

кислород переносится ею из атмосферы в виде O^{-2} ионов. Измерив с помощью калиброванного сопротивления и вольтметра, сопряженного с вычислительной машиной количество электричества Q , перенесенное в цепи ТЭЯ за время титрования τ (за вычетом фона), по закону Фарадея можно определить количество оттитрованного водорода, т.е. количество водорода, выделенное из микропробы по формуле:

$$M_H = \frac{V_M \rho_H Q}{2F}, \quad (3.1)$$

где V_M – молекулярный объем водорода; ρ_H – плотность водорода; F – число Фарадея.

Данный способ регистрации не нуждается в градуированном графике, так как коэффициент переноса ионов кислорода практически равен 1.

Готовность установки к следующему анализу определяется временем выхода кислорода, содержащегося в анализируемой газовой смеси, из колонки. Следовательно, необходимый промежуток времени между локальными определениями одной серии существенным образом зависит от расхода газа—носителя.

Расход газа в измерительной системе подбирался таким образом, чтобы ячейка успевала оттитровывать водород, поступающий на ячейку в потоке газа-носителя, и чтобы длительность анализа была, по возможности, минимальной.

Исследования показали, что оптимальным для измерительной системы на базе ТЭЯ является расход газа-носителя порядка 1–1,5 см³/с. При длине хроматографической колонки порядка 2 метров и расходе газа—носителя 1,5 см³/с время анализа составляет 2–3 минуты.

Для оценки нижней границы определяемых содержаний водорода на созданной установке использовали критерий Кайзера–Шпеккера: $X^* - X^*_{\phi} = 1,95 \cdot (2)0,5 \cdot S_{\phi}$ (для $P = 0,95$), S_{ϕ} где – стандартное отклонение результатов измерения фонового сигнала; X^* и X^*_{ϕ} – средние значения аналитического и фонового сигналов соответственно.

При определении содержания водорода разработанным методом $X^*_{\text{ср}} = 0$, и среднее значение минимального определяемого содержания водорода равно $2,78S_{\text{ф}}$. Для серии из 20 определений фонового сигнала $S_{\text{ф}} = 1,8 \cdot 10^{-11}$ г водорода. Отсюда нижняя граница определяемых содержаний водорода составляет $5 \cdot 10^{-11}$ г.

Для проверки правильности локальных определений были проведены контрольные эксперименты на стандартных образцах ГСО 72 титанового сплава ВТ–14 ($C_{\text{H}} = 40 \pm 4$ ppm) (таблица 3.2) при локальности лазерного пробоотбора (диаметр кратера) около 300 мкм.

Таблица 3.2 – Результаты измерения содержания водорода в стандартных образцах ГСО 72 титанового сплава ВТ–14

Номер пробы	Глубина пробоотбора Н, мкм	$M_{\text{пр}} \cdot 10^5$, г	$M_{\text{H}} \cdot 10^9$, г	Измеренная концентрация водорода C_{H} , ppm
1	40	2,0	5,1	265
2	40	2,0	4,8	240
3	40	2,0	5,5	275
4	50	3,8	8,1	215
5	50	3,8	8,6	230
6	80	9,4	14,3	150
7	100	9,5	13,8	145
8	140	16,5	17,4	105
9	170	20,0	17,4	87
10	180	19,1	16,4	86

При небольшой глубине пробоотбора (40 мкм) измеренное количество водорода M_{H} более, чем в 3 раза превышает значение, полученное при глубине 400–500 мкм.

Если считать, что в измеренное количество водорода M_{H} входит как «поверхностный» ($M_{\text{H}}^{\text{п}}$), так и «объемный» ($M_{\text{H}}^{\text{о}}$) водород, т. е. что $M_{\text{H}} = M_{\text{H}}^{\text{п}} + M_{\text{H}}^{\text{о}}$, то измеренную локальную концентрацию водорода C_{H} можно представить в следующем виде:

$$C_H = \frac{C_H^{\Pi} \cdot 10^6 S}{V \rho_H} + C_H^O, (\text{ppm}) \quad (3.2)$$

где S (см²) и V (см³) – площадь поверхности микропробы на локальном участке образца и объем микропробы соответственно; ρ_H (г/см³) – плотность анализируемого образца; C_H (г/см³) и C_H^O (ppm) – поверхностная и объемная концентрации водорода соответственно.

Приведенные в таблице 3.2 результаты серии локальных определений водорода были обработаны методом наименьших квадратов (рисунок 3.4) с учетом того, что в стандартном образце с мелкозернистой структурой, каким и является вышеупомянутый ГСО, при локальности пробоотбора менее 150 мкм C_H^O можно считать постоянной величиной. Величину C_H^{Π} для данной серии локальных определений по аналогичным причинам тоже можно считать постоянной.

Экстраполяция экспериментальных данных на глубину пробоотбора H , при которой вклад «поверхностного» водорода пренебрежимо мал ($S/V \rightarrow 0$) дает значение $C_H = (43 \pm 4)$ ppm.

Сравнение полученного результата с аттестованным содержанием водорода в стандартном образце по F -критерию показало, что они статистически значимо не различаются.

Статистический анализ результатов локальных определений при глубине пробоотбора примерно 400 мкм из стандартного образца показал, что относительное стандартное отклонение серий из 8 локальных определений не превышает 0,1.

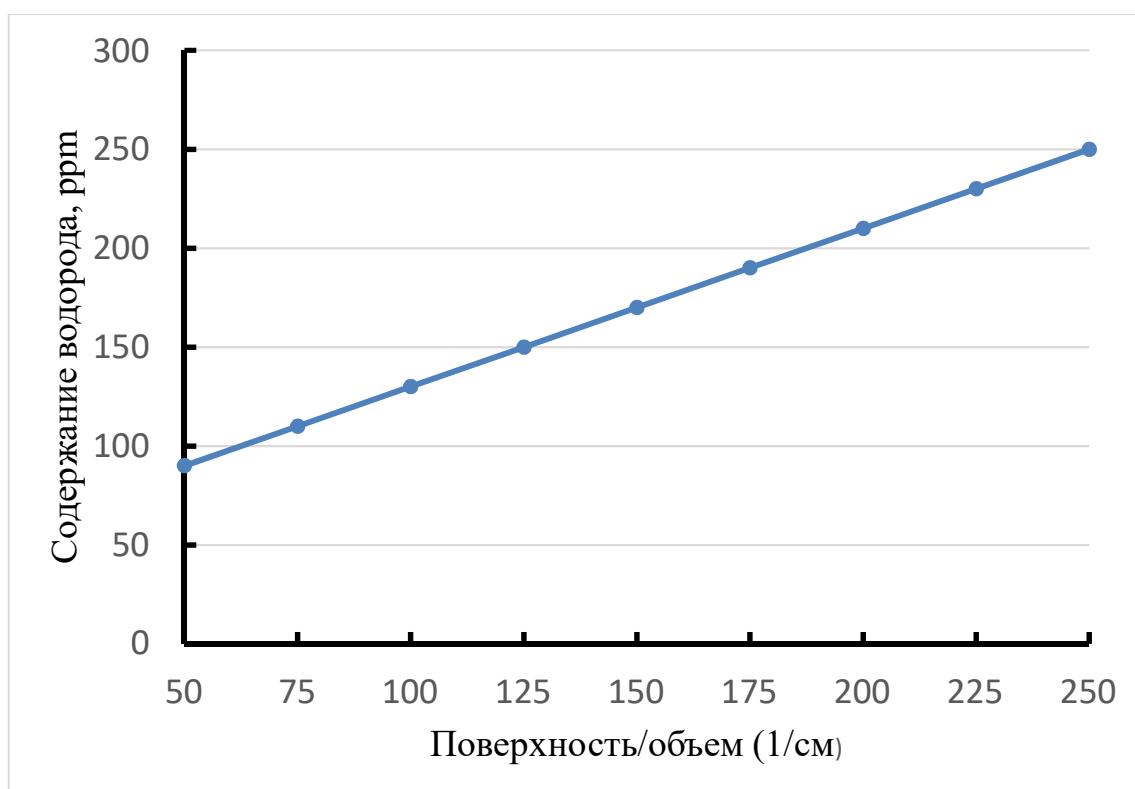


Рисунок 3.4 – Зависимость измеренной концентрации водорода от параметров кратера при пробоотборе из стандартного образца титанового сплава ВТ-14 ГСО №72

В каждой из указанных областей и в области их границы проведено 5-6 локальных определений. Результаты представлены в таблице 3.3.

Результаты анализа свидетельствуют о том, что предложенный метод позволяет различать содержание водорода в основной металле и наплавке. Содержание водорода максимально на границе между наплавкой и основой и в слоях образца толщиной порядка 10–20 мкм достигает 1800 ppm (порядка 2 % масс).

Средняя концентрация водорода в приповерхностным слоям основного металла (20 мкм) составляет 57 ± 9 ppm, а в тек же примерно слоях наплавки (10 мкм) – 565 ± 85 ppm, т.е. в 10 раз больше, чем в основном металле.

Полученные результаты локального поверхностного анализа общего содержания водорода несопоставимы с значениями, полученными объемным методом при дегазации расплавленного металла, и превышают их на 1–2 порядка. Было сделано предположение, что увеличение глубины пробоотбора

с 10–20 мкм до 200–600 мкм даст лучшую сходимость с результатами объемного анализа.

Таблица 3.3 – Результаты анализа концентрации водорода в образцах

Область пробоотбора на поверхности образца	Глубина пробоотбора, мкм	Масса микропробы, •10 г	Концентрация водорода, ppm
1	2	3	4
Основа сталь ВНЛ-3	20	2,0	54
		2,1	55
		1,9	52
		2,0	75
		2,0	47
		1,9	60
Среднее значение концентрации C = 57±9; Sr = 0,19; n = 6			
Наплавка	10	0,7	537
		1,0	617
		0,6	445
		0,7	634
		0,6	426
		0,9	660
Среднее значение концентрации C = 565±85; Sr = 0,17; n = 6			
Граница наплавки с основой	25	2,5	1703
	25	1,8	1823
	15	2,5	1885
	20	2,0	1524
	10	0,6	1730
Среднее значение концентрации C = 1730±154; Sr = 0,09; n = 5			

Действительно, вторая серия экспериментов показала (таблица 3.4), что увеличение глубины пробоотбора снижает концентрацию водорода в стали ВНЛ-3 примерно в 2 раза, а в наплавке – в 10–15 раз, на границе металл-наплавка примерно в 40 раз. Однако, и эти результаты в 3–4 раза превышают данные объемного анализа, полученные при экстракции водорода из расплавленного металла, и в 30–40 раз – содержание диффузионно-подвижного водорода.

Таблица 3.4 – Результаты локальных анализов, выполненных на образцах, представленных из башмаков. Глубина пробоотбора 200–600 мкм, локальность – 500–600 мкм, ($P = 0,95$)

Номер образца	Сплав	Место анализа	$C \pm \delta$, ppm	Sr	n
2–2	ВНЛ-3, необезводороженная	Основа	39 ± 2	0,07	7
"Н"	Металл наплавки	Наплавка	62 ± 4	0,09	7
1–30	ВНЛ-3, необезводороженная с наплавкой	ВНЛ-3	28 ± 3	0,17	14
		Наплавка	42 ± 6	0,15	5
"БО"	ВНЛ-3, обезводороженная с наплавкой	ВНЛ-3	32 ± 3	0,09	4
		Наплавка (центр)	44 ± 6	0,16	5

Результаты локального анализа содержания водорода для каждой точки пробоотбора представлены в таблицах 3.5–3.8.

Таблица 3.5 – Результаты локальных определений содержания водорода с образце 2–2 (ВНЛ-3)

Номер пробы	D , мкм	H , мкм	$M_{\text{пр}} \cdot 10^4$, г	$M_{\text{н}} \cdot 10^9$, г	$C_{\text{н}}$, ppm	Примечание
2	450	810	3,3	13,1	39	
3	450	700	2,9	12,4	43	
4	500	450	2,3	8,4	37	
5	570	340	2,3	8,5	38	
6	530	400	2,3	9,6	42	
7	530	460	2,5	9,1	36	
8	600	140	1,9	6,1	37	
9	550	330	2,2	22,4	99	край
Среднее значение концентрации 39 (без края)						

Эти различия в результатах объемного и локального поверхностного методов в значительной степени связаны с наличием микропор и микротрещин и адсорбцией в них молекул воды, что и объясняет максимальную разницу значений ДЛИ металла наплавки.

Таблица 3.6 – Результаты локальных определений содержания водорода с образце "Н" (из металла наплавки)

Номер пробы	D , мкм	H , мкм	$M_{\text{пр}} \cdot 10^4$, г	$M_{\text{н}} \cdot 10^9$, г	$C_{\text{н}}$, ppm	Примечание
1	600	300	2,8	105,2	470	
2	580	380	2,6	17,2	65	
3	550	380	2,3	107,7	460	
4	550	420	2,6	15,5	60	
7	600	400	2,9	19,7	67	
8	500	380	2,1	10,1	53	
9	550	360	2,2	13,8	62	
10	500	400	2,0	11,8	58	
12	400	460	2,6	14,6	68	
13	600	360	1,5	19,1	97	
Среднее значение концентрации 62 (без 1, 3 и 13)						

Таблица 3.7 – Результаты локальных определений содержания водорода с образце "БО" (металл с наплавкой)

Номер пробы	D, мкм	H, мкм	M _{пр} •10 ⁴ , г	M _н •10 ⁹ , г	C _н , ppm	Примечание
4	600	320	2,4	14,8	63	Область, примыкающая к середине наплавки
5	570	435	2,9	16,6	58	
6	650	400	2,9	29,4	85	
20	550	240	1,5	10,0	67	
21	650	220	1,9	11,5	61	
22	550	310	1,9	11,0	57	
23	600	160	1,9	10,4	75	
25	600	200	2,1	11,2	76	
30	600	200	2,0	10,8	73	
Средняя концентрация водорода 68						
7	700	250	2,5	10,8	43	Центральная часть наплавки
8	600	380	2,8	13,9	50	
9	600	400	2,9	13,3	45	
14	600	400	2,9	9,2	31	
15	600	370	2,7	14,6	54	
16	600	320	2,4	9,9	42	
Средняя концентрация водорода 44						
10	600	210	3,0	186	920	Край наплавки
12	600	210	3,0	129	430	
13	600	240	3,2	36,2	113	
18	650	150	2,4	23,5	98	

Продолжение таблицы 3.7

19	650	200	1,7	13,9	80	
24	650	100	1,3	10,7	80	
Средняя концентрация водорода 86 (по 18, 19, 20)						
26	600	360	2,6	9,2	35	Основной металл середина
27	570	430	2,8	8,3	29	
28	650	290	2,5	8,4	34	
29	600	280	2,1	6,1	30	
Средняя концентрация водорода 32						

Таблица 3.8 – Результаты локальных определений содержания водорода с образце "1–30" (металл с наплавкой)

Номер пробы	D, мкм	H, мкм	M _{пр} •10 ⁴ , г	M _н •10 ⁹ , г	C _н , ppm	Примечание
1	520	710	3,9	12,7	26	Середина металла
2	600	550	4,7	13,0	27	
3	550	640	4,0	13,5	34	
4	500	710	3,6	11,2	31	
7	520	560	3,5	10,1	32	
10	600	340	2,5	5,9	24	
15	600	320	1,8	8,0	34	
17	600	300	2,2	7,5	34	
18	650	200	1,7	4,4	26	
19	600	300	2,2	6,5	30	
21	530	470	2,6	5,3	20	
22	650	260	2,2	5,0	22	
Средняя концентрация водорода 28						
8	550	560	3,5	12,0	35	Край основного металла
9	550	450	3,3	11,5	41	
13	650	390	3,4	19,1	57	
14	520	320	1,8	9,4	53	
Средняя концентрация водорода 46						
5	600	530	3,9	14,5	37	Металл наплавки
11	600	200	1,7	6,8	47	
12	600	340	2,5	9,6	38	
16	600	150	1,8	30,5	170	
20	700	50	—	9,2	122	
23	650	160	1,4	5,9	48	
Средняя концентрация водорода 76						

Из данных таблицы 3.4 следует, что содержание общего водорода в наплавке на необезводороженный башмак примерно такое, как и для наплавки обезводороженного башмака, и во всех случаях выше, чем на стали ВНЛ–3.

Таким образом, на основе данных локального анализа нельзя сделать заключение о содержании диффузионно-подвижного водорода. Эти данные могут дать лишь оценки общего содержания водорода в металле.

Таким образом можно констатировать:

- Трещины на исследованных деталях располагаются в зоне наплавки и в основной металл не распространяются.
- Растрескивание обусловлено наличием дефектов в наплавке и ее обогащением водородом.

Решение вопроса о причинах обогащения наплавки водородом и его роли в растрескивании наплавки требует дополнительных исследований.

3.3. Распределение остаточных напряжений в наплавленном башмаке тормозного устройства

После проведения наплавки в зоне шва и в прилегающих областях наблюдается рост величины остаточных напряжений (ОН). Остаточные напряжения могут оказывать серьезное влияние на усталостную прочность и коррозионную стойкость конструкции (возникновение КРН), на способность выдерживать рабочие нагрузки и т.п. Расчетные методы не всегда с достаточной достоверностью позволяют рассчитать уровень остаточных напряжений после сварки с учетом индивидуальных особенностей конкретного узла.

Сущность примененного метода измерения напряжения состоит в провоцировании локальной релаксации напряжения при высверливании в заданной точке поверхности небольшого глухого отверстия. При этом база измерения составляет 2–5 мм, что имеет большое значение при определении

остаточных напряжений в наплавленном слое. Релаксация проявляется в виде поля перемещений точек поверхности в зоне отверстия, которое регистрируется методами лазерной интерферометрии (рисунок 3.5).



Рисунок 3.5 – Интерференционная картина поля перемещений

Основное отличие используемого в исследованиях комплекса «ДОН» других аналогичных лазерно-интерферометрических комплексов состоит в обеспечении возможности его применения в производственных условиях. Применение иных комплексов для исследования полей ОН на реальных конструкциях в полевых условиях связано со значительными сложностями в жесткой фиксации приборов на поверхности изделий, невозможностью крепления на небольших поверхностях, долгой настройки перед началом работ, громоздкостью и привязанностью к внешней электросети и т.п.

Повышению качества интерференционных картин способствовало применение композитных материалов для диссипации высокочастотных колебаний вне мест расположения электронных оптических устройств, а также применение специальных интерференционных фильтров с узкой полосой пропускания. Общий вид оптического блока представлен на рисунке 3.6.

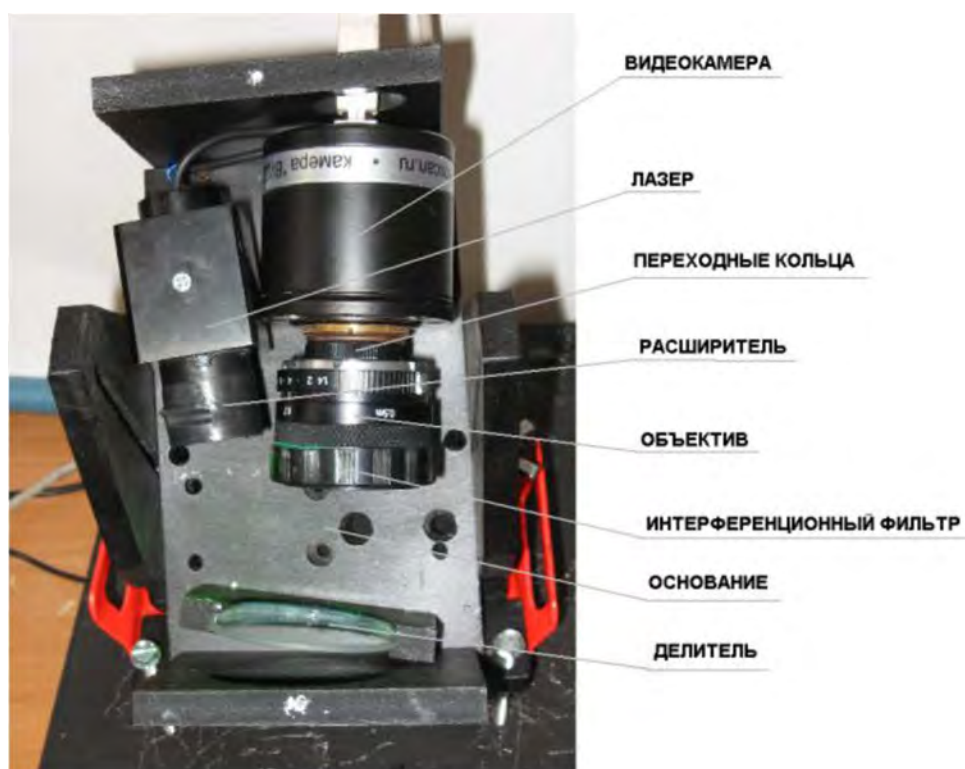


Рисунок 3.6 – Оптический блок интерферометра "ДОН"

Разработка методики расчета величины остаточных напряжений по регистрируемому полю перемещений наклонной компоненты в зоне зондирования позволило повысить точность определения напряжений в 2–2,5 раза.

Комплекс «ДОН» позволяет выполнять измерения напряжений в угловых и тавровых сварных соединениях конструкций. Комплекс основан на известном методе определения ОН – методе высверливания отверстия.

Результаты исследований полей остаточных напряжений на внешней поверхности башмака после наплавки с разной последовательностью наложения швов представлены ниже.

На рисунке 3.7 приведена характерная интерференционная картина, полученная при измерении остаточных напряжений в зоне основного металла с максимальными значениями остаточных напряжений.

Полученные эпюры остаточных напряжений вдоль оси наплавки и в кольцевом направлении приведены на рисунке 3.8 и 3.9.

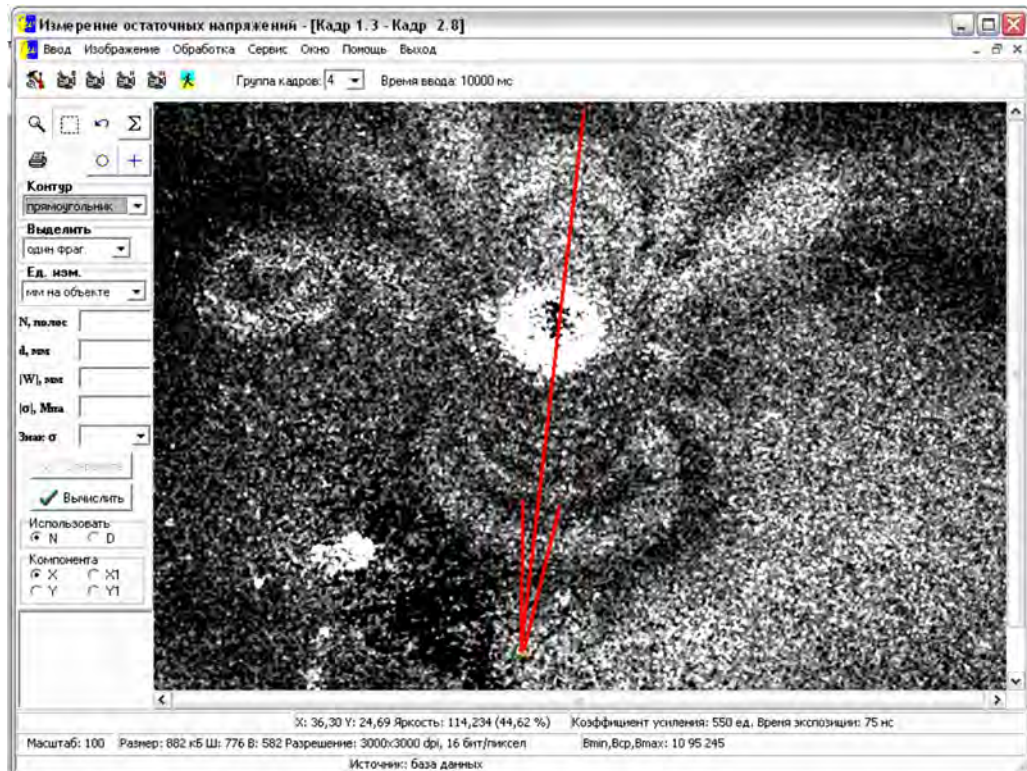


Рисунок 3.7 – Интерферограмма в точке с максимальными значениями остаточных напряжений вдоль оси наплавки (направление оси наплавленного валика показано стрелкой)

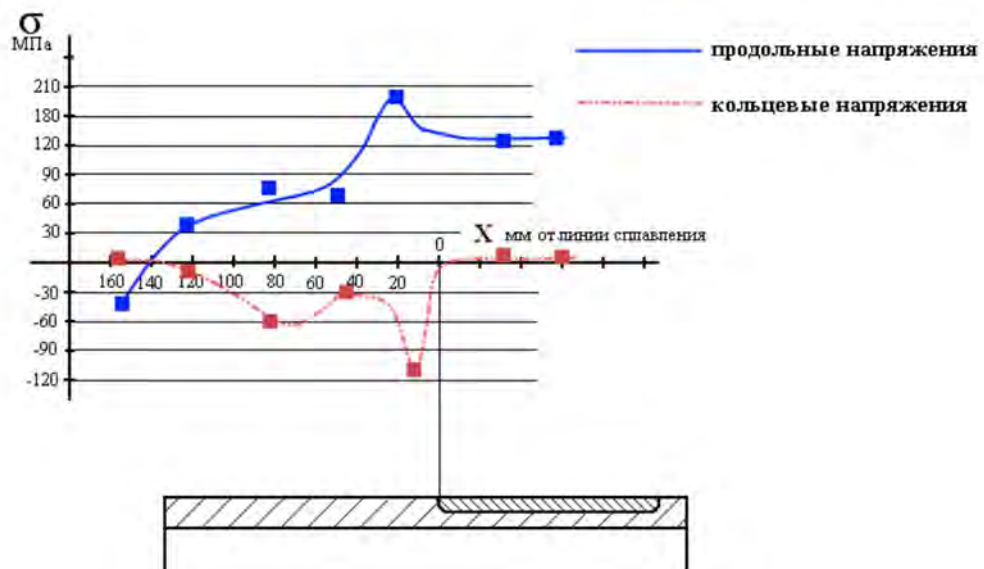


Рисунок 3.8 – Эпюра остаточных напряжений вдоль оси наплавленного валика



Рисунок 3.9 – Эпюра остаточных напряжений в наплавленном слое поперек оси наплавленного валика

Следует отметить, что наибольшие растягивающие остаточные напряжения возникают не в наплавленной области, а в зонах, прилегающих справа и слева по оси башмака от зоны наплавки, т.е. в основном металле. Близко к линии сплавления в основном металле продольные растягивающие напряжения достигают своего максимума – 182 МПа. Зона с растягивающими напряжениями имеет протяженность около 130 мм.

В кольцевом направлении ситуация несколько иная. Напряжения в основном металле, прилегающем к области наварки незначительные. В наплавленной зоне напряжения одинаковы по всей площади наплавки. Объясняется такой характер распределения остаточные напряжения тем, что высокие напряжения поперек оси башмака изменяются из-за деформации поверхности заготовки в зоне наплавки.

Анализ результатов данных исследований приводит к выводу о необходимости проведения обработки после наплавки не только наплавленной зоны, но и участков основного металла, прилегающих к наплавке вдоль по оси наплавленного валика.

Измерения уровня остаточных напряжений в направлении по толщине подложки показали, что в наплавленном слое присутствуют растягивающие напряжения, которые затрагивают также зону термического влияния в подложке. Затем по мере удаления от граница наплавка – подложка остаточные напряжения в подложке переходят в сжимающие.

Пик напряжений по абсолютной величине приходится на наплавленный слой. Напряжения в наплавленном слое превосходят на 25% уровень напряжений в подложке.

В работе [97] остаточные напряжения в наплавленных заготовках в виде валиков определяли методом канавки, наносимой электроэрозионным способом. Образцы из наплавленных валиков вырезали на станке абразивной резки. С целью уменьшения влияния термического цикла при резке с каждой стороны диска оставляли пропуск 2–3 мм, удаляемый последующей шлифовкой с обильным охлаждением. Толщина образца, траектория разгружающей канавки, база тензодатчиков и схема их расположения соответствуют рекомендациям авторов метода. Остаточные напряжения в диске определялись предварительно вдоль трех радиальных канавок, расположенных под углом 120 градусов друг к другу (рисунок 3.10).

Сопоставление результатов измерений по трем канавкам позволило оценить осесимметричность остаточного напряженного состояния. После установления осесимметричности в дальнейшем ограничивались, согласно рекомендациям работы [98], одной канавкой, наносимой вдоль диаметра образца. Число экспериментальных точек при такой схеме размещения датчиков на диске диаметром около 100 мм может достигать 40. Модуль упругости наплавленного металла принимали равным $22,1 \times 10^4$ МПа. Полученные данные обрабатывали по специально разработанной программе.

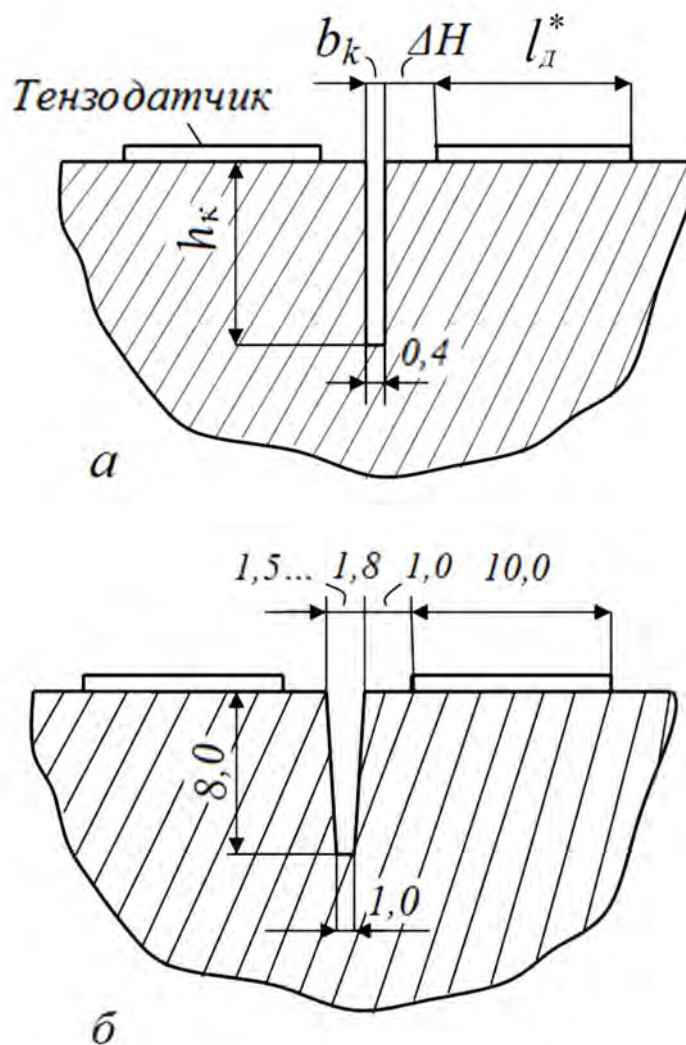


Рисунок 3.10 – Форма и размеры канавки, нанесенной электроэрозионным способом проволочным (а) и пластинчатым (б) электродами

В дальнейшем методика была усовершенствована [99], так как электроэрозионная резка проволокой нетехнологична и малопроизводительна. Для устранения этих недостатков предложено канавку наносить медным пластинчатым электродом толщиной $0,6 \dots 0,8$ мм. При замене проволочного электрода на пластинчатый прямоугольная канавка в результате электроэрозионного износа приобретает форму конической.

Исследовано влияние замены электрода и формы канавки на чувствительность метода и точность определения остаточных напряжений. Тангенциальные напряжения по методу канавки рассчитываются по формуле (3.3) с учетом конкретных размеров и формы канавки.

$$\sigma_{\theta}^H = \frac{E\delta_e\Delta D_{0.i-j}}{\Delta V_{i-j}} \quad (3.3)$$

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 с h_i и h_j использование зависимости представленной в работе [99]; $\delta = 10^{-5}$ – чувствительность прибора; E – модуль упругости наплавленного металла.

В отличие от метода [97], где резка осуществляется абразивным кругом, канавку в работе [98] предложено наносить электроискровым способом. Универсальный электроэрозионный копировально-прошивочный станок марки 4Г21М позволяет наносить канавку заданной ширины и глубины. Нанесение канавки электроискровым способом в керосине позволяет по сравнению с абразивной резкой существенно (на порядок) уменьшить зону термического влияния. Предварительно до начала экспериментов отработали режимы резки и проверили влияние керосина на работоспособность датчиков сопротивления в течение трех суток. Статистически значимых отклонений не обнаружено.

Деформации измеряли автоматическим прибором АИД-4. Использовали проволоочные датчики сопротивления 2ПКБ-10-200 с базой 10 мм. Датчики наклеивали, согласно инструкции по наклейке тензорезисторов типа 2ПКБ на поверхности металлов и их сплавов, клеем БФ-2 ГОСТ 12172-72. С помощью выводных планок датчики присоединяли через многоточечный переключатель к измерителю деформаций и производили начальный замер. Канавку шириной до 0,4 мм наносили латунной проволокой марки Л62 диаметром 0,2 мм. Деформации измеряли при глубинах канавки 1, 2, 4, 6 и 8 мм.

В формуле (3.3) 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 по формуле (3.4) [97]:

$$V_i = f \left[\frac{\lg \left(\left(h_i + \frac{b_{ki}}{2} \right) \cdot \left(1 - \frac{0,5}{\Delta H_i} \right) \right)}{\sqrt{\left(\Delta H_i + \frac{b_{ki}}{2} + 0,5 \right) \cdot \left(\Delta H_i + \frac{b_{ki}}{2} + l_{\text{дат}} - 0,5 \right)}} \right] \quad (3.4)$$

где b_{ki} – ширина канавки; ΔH_i – расстояние от края канавки до тензодатчика и длина тензодатчика.

Анализ зависимостей (3.3) и (3.4) при конкретных размерах канавки показывает, что чувствительность метода канавки, нанесенной пластинчатым электродом, возрастает примерно в 2 раза. Форма канавки при правильно выбранных параметрах электроэрозионной резки остается прямолинейной и существенного влияния на показания тензодатчика не оказывает. Результаты расчетов были подтверждены при экспериментальном определении остаточных напряжений в образцах, вырезанных из наплавленных башмаков тормозных гаков.

Процесс электроэрозионной резки медным пластинчатым электродом более технологичен, чем проволокой, и позволяет повысить чувствительность и точность замера остаточных напряжений в наплавленных башмаках за счет учета конкретных размеров канавки в программе расчета.

Остаточные напряжения исследуются в средней части башмака, удаленной от торцов не менее чем ее диаметр. Диск для исследований толщиной 20 мм вырезается из средней части башмака абразивной резкой. С целью уменьшения влияния термического цикла при резке с каждой стороны диска необходимо оставлять припуски, что можно исключить, применив анодно-механическую резку в рабочей жидкости на станке модели 4840. Станок анодно-механический ленточный отрезной модели 4840 предназначен для разрезки заготовок из коррозионно-стойких, жаропрочных и других труднообрабатываемых токопроводящих материалов и сплавов. Анодно-механическая резка осуществляется в рабочей жидкости, состоящей из растворимого стекла натриевой или калиевой селитры и воды с удельным весом 1,28 – 1,32 г/см³.

На рисунке 3.11 представлена эпюра тангенциальных напряжений в диске, полученная на основе обработки результатов по девяти дискам, вырезанным из трех наплавленных башмаков.

Видно, что в наплавленном слое наблюдается достаточно высокий уровень сжимающих напряжений, достигающих значений 500–550 МПа вблизи поверхности. На расстоянии, соизмеримом с толщиной наплавленного слоя (примерно 5–7 мм), сжимающие напряжения переходят в растягивающие. Максимальная величина растягивающих тангенциальных напряжений в основном металле достигает 200 МПа.

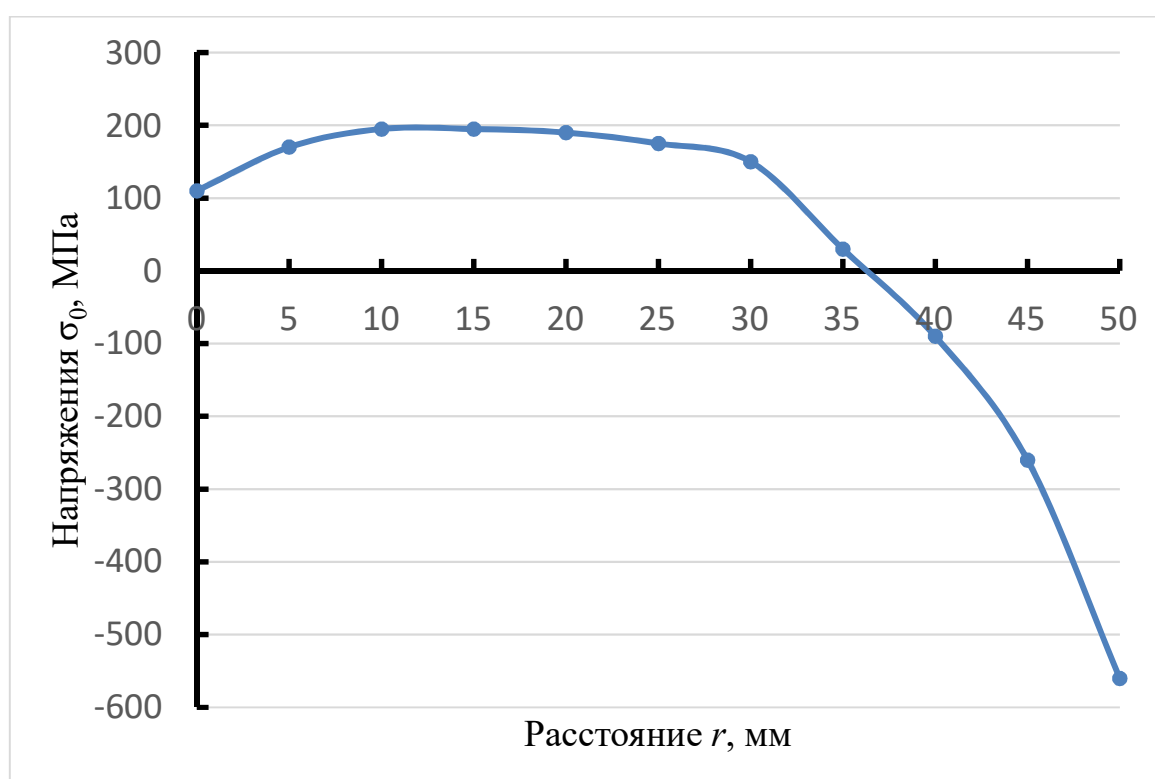


Рисунок 3.11 – Эпюра тангенциальных остаточных напряжений в диске (r – расстояние от центра башмака до тензодатчика)

На рисунке 3.12 приведены характерные эпюры остаточных напряжений для партии наплавленных башмаков посадочного устройства. Закон изменения осевых и тангенциальных напряжений в валке соответствует распределению тангенциальных в образце с максимальным значением сжимающих напряжений около 880 МПа.

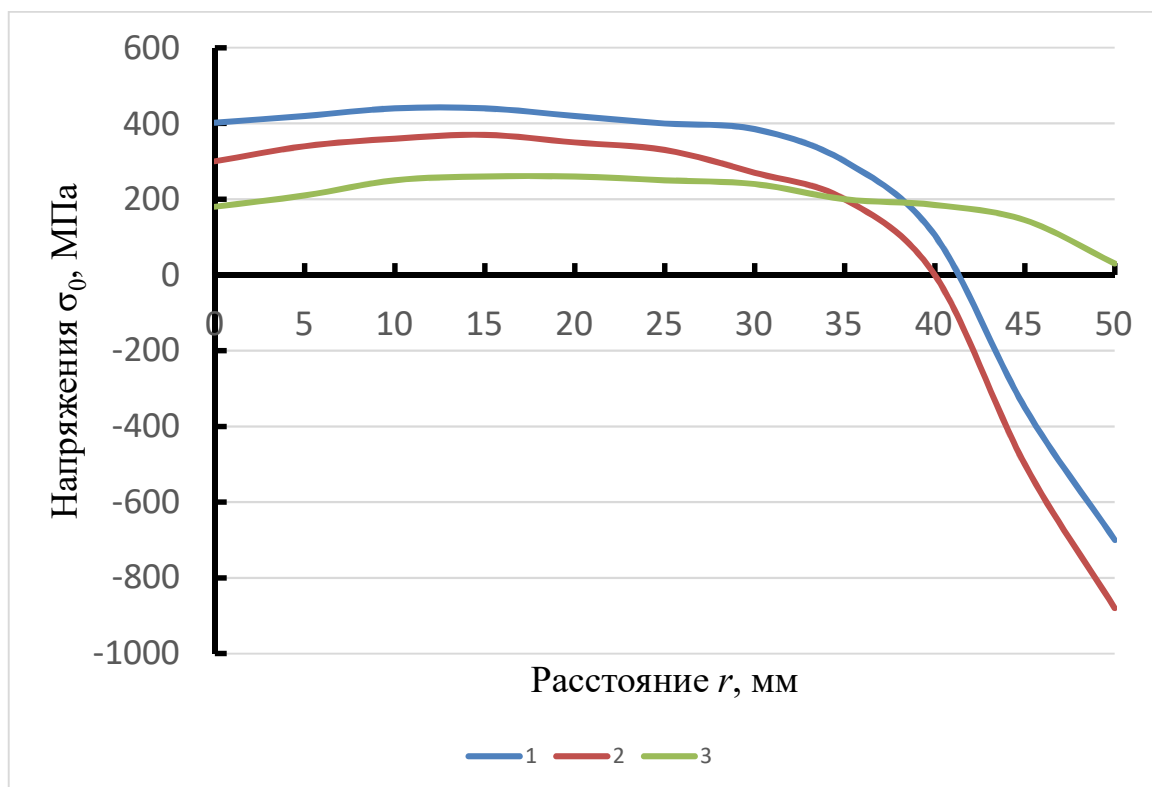


Рисунок 3.12 – Распределение объемных напряжений по сечению наплавленного башмака

Характерен достаточно плавный переход сжимающих напряжений в наплавленном слое к растягивающим напряжениям в основе башмака. Максимальные растягивающие напряжения расположены в основном металле на глубине около 20–25 мм от поверхности и равны $\sigma_z = 480$ МПа; $\sigma_\theta = 400$ МПа; $\sigma_r = 240$ МПа.

Такое распределение остаточных напряжений в наплавленных башмаках посадочных устройств можно, по-видимому, объяснить особенностями технологий их изготовления и, в первую очередь, применением многослойной аргонодуговой 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 башмаков, способствует повышению их долговечности.

На рисунке 3.13 приведена эпюра тангенциальных остаточных напряжений в башмаках, изготовленных с применением наплавки и изготовленных по традиционной технологии с применением закалки стали, составляющей основу наплавляемой детали [100]. Как видно из приведенных данных, напряженное состояние в наплавленных башмаках более благоприятное для их работоспособности, чем изготовленных по традиционной технологии. В закаленных башмаках наблюдается резкий пик перехода сжимающих напряжений в растягивающие, что, как известно [101], неблагоприятно сказывается на их работоспособности.

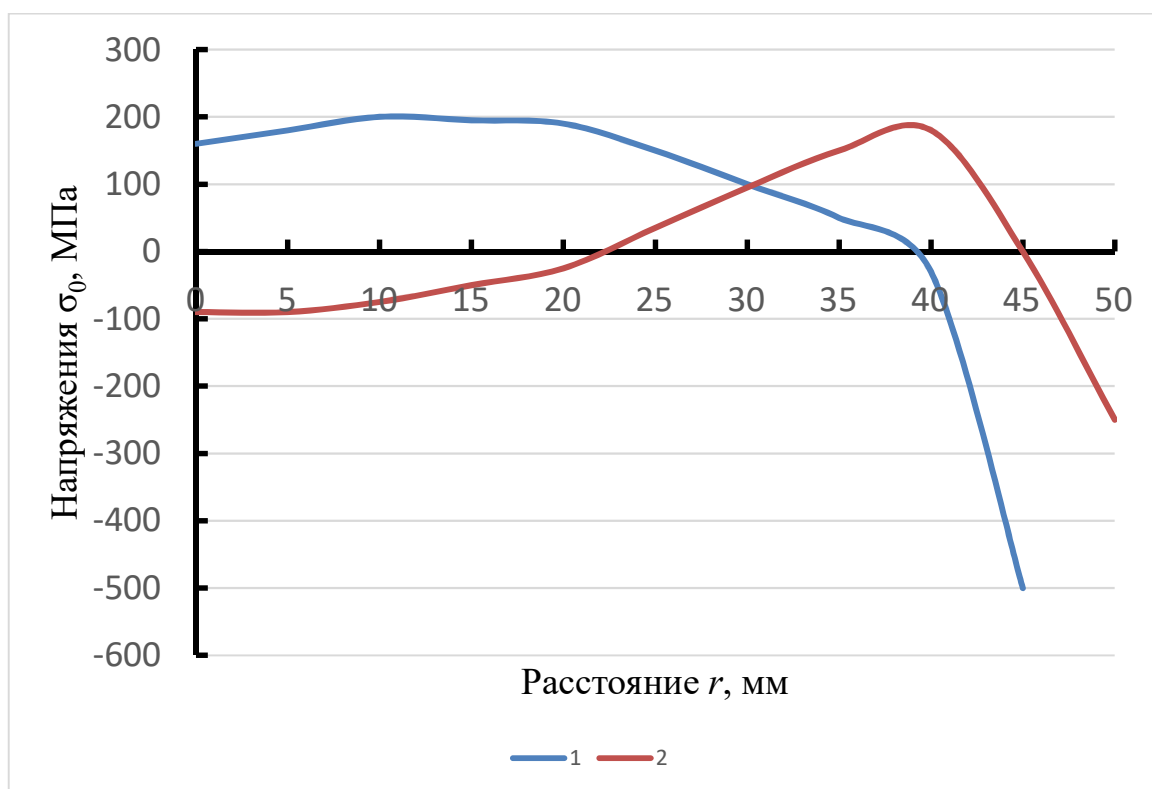


Рисунок 3.13 – Эпюра тангенциальных остаточных напряжений в наплавленных башмаках тормозного устройства: 1 – с промежуточными отжигами и наплавкой на отпущенную сталь ВНЛ-3; 2 – наплавка на закаленную стали ВНЛ-3

3.4. Влияние дефектов на долговечность износостойких покрытий, выполненных аргодуговой наплавкой на сталь ВНЛ-3

При изготовлении ряда конструкций из стали ВНЛ-3, работающих в условиях трения при высокой температуре нагрева до 900–1100 °С и значительных нагрузок, применяется износостойкая наплавка из сплава на основе кобальта Х25Н10В8.

Формирование износостойкого слоя выполняется ручной аргонодуговой наплавкой (рисунок 3.14).



Рисунок 3.14 – Макроструктура границы наплавленного слоя и основы (х6)

При нанесении износостойкого слоя примерно на 50% изготовленных деталей образуются трещины различной длины и конфигурации. Исследованиями установлено, что причиной образования трещин является неблагоприятное сочетание низкой пластичности материала наплавки и сложной формы (двойной кривизны) наплавляемой поверхности башмака. Указанные трещины практически не поддаются ремонту.

Для увеличения выхода годных деталей рассматривались два предложения:

- заменить материал наплавки на более технологичный сплав;
- допустить эксплуатацию башмака при наличии в нем трещин.

В качестве замены применяемого материала наплавки Х25Н10В8 был предложен сплав на никелевой основе – стеллит марки ВХН-1, преимуществом которого являлись:

- большая, чем у сплава на основе кобальта стойкость против

образования горячих и холодных трещин;

– достаточно высокая теплостойкость (до 1100 °С) и удовлетворительная твердость (*HRC*30);

– изготовление прутков для наплавки освоено промышленностью.

Целью исследований являлось определение начала страгивания трещины усталости при наличии уже имеющегося концентратора и определение долговечности изделий при наличии трещины.

Испытывались образцы, имитирующие реальное изделие с наплавкой на рабочей поверхности в 4-х вариантах:

А – основной материал сталь ВНЛ-3 без наплавки;

Б – основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой X25H10B8 без трещины;

В – основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой ВХН-1;

Г – основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой X25H10B8 с трещиной;

Образцы представляют собой полосу размером 12x27x280 мм с утолщением захватных частей до 16 мм на длине 60 мм. Толщина основного материала в зоне наплавки – 8,5 мм. Длина наплавки 60 мм.

Наплавку образцов осуществляли ручной аргонно-дуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом. Режим наплавки: ток дуги – 100–110 А; количество проходов – 5; расход аргона – 10–12 л/мин; диаметр электрода X25H10B8 – 4 мм; ВХН-1 – 6 мм. Питание дуги осуществлялось постоянным током от источника «Форсаж-315».

Наплавка выполнялась без последующей термообработки на полностью термообработанный и газостатированный материал.

Химический состав стали ВНЛ-3 представлен в табл. 3.9, механические свойства данной стали – в табл. 3.10. Химический состав наплавляемых материалов по основным компонентам приведен в табл. 3.11.

Таблица 3.9 – Химический состав стали ВНЛ-3 (08X14H5M2ДЛ), в мас. %

C	S	P	Mn	Cr	W	V	Ti	Si	Ni	Nb	N	Mo	Cu
---	---	---	----	----	---	---	----	----	----	----	---	----	----

0,08	0,03	0,03	1,0	13,0– 14,0	0,2	0,05	0,05	0,70	4,5– 5,5	0,1	0,05	1,5– 2,0	1,2– 1,75
------	------	------	-----	---------------	-----	------	------	------	-------------	-----	------	-------------	--------------

Таблица 3.10 – Механические свойства стали ВНЛ-3 (08X14H5M2ДЛ)

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	НВ
1226	883	12	35	311–415

Таблица 3.11 – Химический состав наплавочных материалов

Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %								
	Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Co
X25H10B8	Ост.	0,08– 0,10	0,8– 1,3	0,3– 0,45	9,0– 10,0	До 0,07	До 0,03	23–25	7,5– 8,0
ВХН-1	4,5–5	1,0– 1,25	2,0– 2,75	0,4– 0,5	50–58	До 0,07	До 0,03	35–40	–

Сталь 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3) – это сталь коррозионностойкая высокопрочная мартенситного класса поставляемая по ОСТ 1 90090-79. Сталь ВНЛ-3 (08X14H5M2ДЛ) применяют для деталей ответственного назначения авиационной промышленности.

Нагрев отливок до температур свыше 900 °С должен производиться либо с эмалевым покрытием, либо в защитной среде (гелий, аргон, с точкой росы 52 °С согласно ГОСТ 10157-79).

Охлаждение отливок после нагрева их под закалку рекомендуется производить вроссыпь с принудительным воздушным охлаждением. Для улучшения обрабатываемости резанием отливок из стали ВНЛ-3 следует после предварительной термообработки подвергать отливки высокому отпуску при температуре 650 °С с охлаждением на воздухе или после закалки подвергать отливки отпуску при температуре 350 °С с охлаждением на воздухе.

Стали мартенситного класса в условиях сварочного термического цикла в околошовных участках закаливаются на мартенсит с высокой твердостью и низкой деформационной способностью [87]. В результате деформаций, сопровождающих сварку, а также длительного действия высоких остаточных и структурных напряжений, имеющих в сварных соединениях в исходном

состоянии после сварки, в таком металле возможно образование холодных трещин. Они образуются на последней стадии непрерывного охлаждения или при выдержке металла при комнатных температурах. Водород, находящийся в сварных соединениях и диффундирующий даже при низких температурах, способствует охрупчиванию металла и образованию таких холодных трещин.

Предварительный и сопутствующий сварке подогрев обычно предотвращает образование трещин. Для хромистых сталей мартенситно-ферритных классов, как правило, рекомендуется общий подогрев до 200–450 °С. Температура подогрева назначается большей с увеличением склонности к закалке и жесткости изделия. При любом сопутствующем подогреве опасно охлаждение ветром, так как при этом усиливается вероятность появления трещин [88].

Для улучшения структуры и свойств необходимо осуществлять высокий отпуск. Структура после отпуска характеризуется сорбитом отпуска, с тем или иным количеством свободного феррита. Лучшие свойства достигаются при полном или почти отсутствии в структуре свободного феррита.

Наилучшие свойства могут быть получены, когда после наплавки с температур сопутствующего подогрева производят «подстуживание» примерно до 100 °С, выдержку при этой температуре в течение 2 ч (для завершения распада аустенит-мартенсит, без образования трещин) и посадку в печь для термической обработки всего изделия.

Испытания проводились на машине ЕДЦ-100 с пульсатором. Образцы А1, Б1, В1 и В2 были испытаны статически, остальные на усталость до разрушения при нормальной температуре. Частота нагружений составляла 4 Гц, нижний предел нагружения – 4 тс. На образцах Г1–Г5 развитие трещины непрерывно контролировалось электропотенциальным методом.

Образцы зажимались клиновыми губками машины для плоских образцов. Так как образцы были изготовлены из высокопрочной стали, были случаи выskalзывания их из захватов машины под нагрузкой. Для улучшения сцепления образца с губками на захватной части делались насечки зубилом,

точечные наплавки сваркой, но это не обеспечило надежного удерживания образцов. Наилучший результат был получен при нарезании на захватной части образцов диагонально-перекрестных бороздок с помощью абразивного диска.

Максимальная нагрузка цикла определялась исходя из площади сечения "нетто" (по основному материалу). При этом считалось, что толщина основного материала составляет 8,5 мм, так как более точный замер можно было провести только после разрушения образца.

При расчете максимальной нагрузки цикла напряжение "нетто" принималось равным 800 МПа. На разрушенном образце определялись действительные площадь сечения и напряжения цикла. Два образца (Г4 и Г5) испытывались при максимальном напряжении "нетто" цикла 600 МПа. На образце В1 проводилось тензометрирование с целью выяснения распределения напряжений между основным материалом и наплавкой.

По результатам статических испытаний были определены значения σ_b для образцов без наплавки и с наплавкой. Результаты статических испытаний приведены в табл. 3.12.

По результатам усталостных испытаний были определены долговечности образцов и рассчитаны средние долговечности для каждого типа образцов. Результаты приведены в табл. 3.13. Значения σ , $S_{сеч. \text{ нетто}}$ уточнены после обмера изломов разрушенных образцов.

Таблица 3.12 – Результаты статических испытаний

Номер образца	Площадь сечения брутто, мм ²	$\sigma_{\text{брутто}}$, МПа	Разрушающая нагрузка, Н
А1	212,4	1243	264000
Б1	311,65	1075	335000
В1	312,04	1089	340000
В2	313,56	*	320000
* – без разрушения			

Таблица 3.13 – Результаты усталостных испытаний

Номер образца	Площадь сечения нетто, мм ²	Площадь сечения брутто, мм ²	$\sigma_{\text{нетто}}$, МПа	$\sigma_{\text{брутто}}$, МПа	P_{max} , Н	Число циклов до разрушения
A2	204,24		800		163000	78000
A3	195,36		800		156000	47800
A4	204,24		800		163000	102100
A5	199,92		800		160000	52400
B2	232,2	313	790	587	183500	5800
B3	259,2	313	708	587	183500	4100
B4	224,7	318	829	586	186300	1400
B2	229,6	312,4	791	588	181600	7000
B3	231,3	312,4	791	588	183000	5900
B4	229,5	311	797	589	183000	9800
B5	229,5	311	797	589	183000	15000
Г1	229,5	334,5	806	—	185000	1600
Г2	229,5	320,6	810	581	186300	1700
Г3	230	316,7	807	586	185700	2200
Г4	228	315,9	600	456	137700	8800
Г5	234	331,5	620	422	139700	4700
А – исходный вариант без наплавки; Б – с наплавкой Х25Н20В8 без трещины; В – с наплавкой ВХН-1 без трещины; Г – с наплавкой Х25Н20В8 с трещиной в наплавке.						

Так как истинные значения напряжений отличались от заданных, был произведен пересчет долговечностей образцов, приведенных к отнулевому циклу нагружения.

Пересчет производился по формулам

$$\sigma_{\text{экв}} = [(\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}) \cdot \sigma_{\text{max}}]^{0,5}$$

$$N_{\text{прив}} = N_{\text{факт}} \cdot (\sigma_{\text{экв}} / \sigma_{\text{max}})^4$$

где σ_{max} – максимальное напряжение цикла при испытаниях; σ_{min} – минимальное напряжение цикла при испытаниях; $\sigma_{\text{экв}}$ – максимальные напряжения эквивалентного отнулевого цикла; $N_{\text{прив}}$ – число циклов, соответствующее испытанию по циклу $0 - \sigma_{\text{max}} - 0$; $N_{\text{факт}}$ – число циклов, соответствующее испытанию по циклу $\sigma_{\text{min}} - \sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}$.

Значения напряжений и долговечностей, приведенные к отнулевому циклу нагружений, приведены в таблице 3.14.

Таблица 3.14 – Результаты обработки данных испытаний

Номер образца	Напряжения цикла			Число циклов до разрушения			
	$\sigma_{\min}$	$\sigma_{\max}$	$\sigma_{\text{ЭКВ}}$	Фактическое по испытаниям	Среднее по испытаниям	Приведенное	Среднее приведенное
	МПа						
A2	196	800	695	78000	66830	44430	37684
A3	205	800	690	47800		26452	
A4	196	800	695	102100		58157	
A5	200	800	693	52400		29506	
B2	172	790	698	5800	3217	3535	1971
B3	154	708	626	4100		2506	
B4	178	829	735	1400		865	
B2	174	791	699	7000	8827	4269	5394
B3	173	791	699	5900		3598	
B4	174	797	705	9800		6000	
B5	174	797	705	15000		9184	
Г1	174	806	714	1600	1816	985	1119
Г2	174	810	718	1700		1050	
Г3	174	807	715	2200		1356	
Г4	175	600	505	8800	6431	4416	3242
Г5	179	620	523	4700		2380	

Так как образцы испытывались при одном уровне напряжений, построение кривой усталости не представляется возможным.

Следует отметить, что, поскольку наплавка производилась с одной стороны образца, появление трещины в наплавке вызывало прогиб образца при нагружении появление напряжений изгиба в рабочей части.

Статические испытания не показали снижения прочности основного материала, вызванного наплавкой.

Исследование распределения напряжений в наплавленных образцах показали, что напряжения в наплавленном слое выше, чем в основном материале, на 25%.

В зависимости от применяемого наплавляемого металла наблюдается

различное снижение средней приведенной долговечности. По сравнению с исходным вариантом снижение средней приведенной долговечности: при наплавке ВХН-1 – в 7 раз и при наплавке Х25Н10В8 – в 19 раз.

Присутствие трещины в наплавке Х25Н10В8 приводит к снижению долговечности в 1,7 раза.

У образцов с наплавкой ВХН-1 долговечность выше, чем у образцов с наплавкой Х25Н10В8 без трещины в 2,6 раза.

При отсутствии значительных по размеру дефектов (несплавления, оксидные пленки, раковины) в наплавленном слое характер разрушения образцов без трещины многоочаговый с поверхности. На образцах с трещиной последняя является инициатором разрушения, причем долговечность до момента страгивания трещины составляет от 25 до 81% от общей долговечности образца.

Наличие крупных дефектов наплавки на долговечность соизмеримо с влиянием трещины. Проконтролировать наличие таких дефектов, если они не выходят на поверхность, практически невозможно.

После страгивания трещины долговечность образца составляет в среднем 900 циклов (эквивалентно отнулевому циклу нагружения).

С определенной степенью вероятности можно утверждать, что имеется некоторый безопасный ресурс, ориентировочно около 240 циклов, позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавке. Это подтверждается также тем, что после страгивания трещина развивается в пластичном материале с вязким доломом.

Результаты исследований развития трещин электропотенциальным методом приведены в таблице 3.15.

Таблица 3.15 – Результаты исследования развития трещин

Номер образца	Г1	Г3	Г4	Г5
Нагрузка $\sigma_{\max}$, МПа	806	807	600	620
Количество циклов до разрушения	1600	2200	8800	4700

Количество циклов до возникновения трещины в материале основы	422	603	7146	2994
$(N_{\text{страг}}/N_{\text{общ}}) \cdot 100\%$	26,4	27,4	81,2	63,7
Количество циклов от возникновения трещины в материале основы до разрушения образца	1178	1597	1654	1706
Примечания: а) значения долговечностей соответствуют циклу нагружения с нижним пределом 4 тс; б) расстояние между электродами датчика – 2 мм; в) количество пар электродов в датчике – 6; г) расстояние между первой и последней парой электродов 25 мм, шаг между парами – 5 мм.				

Таким образом, на основании полученных результатов можно заключить:

1. Нанесение износостойкого покрытия снижает долговечность основного материала ВНЛ-3 более, чем на порядок.

2. Образцы с наплавкой из материала ВХН-1 показали большую долговечность, чем с наплавкой из материала Х25Н10В8.

3. Непрерывный контроль образцов с трещиной в наплавке из Х25Н10В8 в процессе испытаний электропотенциальным методом показал:

- технологическая трещина в наплавке не проникает в основной материал до начала циклического нагружения;

- долговечность образцов от момента достижения трещиной основного материала до разрушения составляла в среднем 900 циклов при уровне напряжений 800 МПа;

- долговечность от начала нагружений до момента страгивания трещины составляет от общей долговечности образца:

25–28% при $\sigma_{\text{max}} = 800$ МПа (240–300 циклов);

64–81% при $\sigma_{\text{max}} = 600$ МПа (1800–4300 циклов);

то есть имеется безопасный ресурс, позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавке.

4. При наличии крупных сварочных дефектов их влияние на долговечность соизмеримо с влиянием на долговечность технологической трещины в наплавке.

3.5. Износостойкость наплавленного слоя сплавом X25H10B8 на стали ВНЛ-3 при повышенных температурах

Располагаясь в наплавленном слое дефекты наплавки могут оказывать существенное влияние и износостойкость наплавленного слоя из сплава X25H10B8. Такое влияние может возрасти в условиях трения при повышенной температуре и высоких нагрузках, прикладываемых к деталям в зоне фрикционного контакта.

Целью экспериментов было изучение влияния дефектов в наплавленном слое из сплава X25H10B8 на его износостойкость в условиях повышенных температур испытаний и высоких нагрузок.

Испытаниям были подвергнуты образцы в виде дисков диаметром 65 мм и толщиной 10 мм из стали ВНЛ-3, на поверхность которых ручной аргонодуговой наплавкой был наплавлен слой из сплава X25H10B8 толщиной 2,5–3 мм.

Наплавка выполнялась без последующей термообработки на полностью термообработанный и газостатированный материал ВНЛ-3.

Предварительный и сопутствующий наплавке подогрев обычно предотвращает образование трещин. Для хромистых сталей мартенситно-ферритных классов, как правило, рекомендуется общий подогрев до 200–450 °С. Температура подогрева назначается большей с увеличением склонности к закалке и жесткости изделия.

Штифтодисковые испытания трибологических свойств проводились с помощью штифтодискового трибометра ТНТ800 Anton Paar при температурах 24 °С (комнатная температура), 100–900 °С.

Предварительные испытания показали, что использование нормальной нагрузки 7 Н (10 Н для испытаний при 24 °С), глиноземного шарика диаметром 6 мм в качестве контртела и частоте вращения образца 310 об/мин измеряемый износ на большинстве наплавленных слоев. Дорожка износа на образце, а

также изношенный стакан на глиноземном шарике были исследованы под оптическим микроскопом, чтобы наблюдать структуру дорожки износа и измерить диаметр изношенного стакана на глиноземном шарике.

Продолжительность трибологических испытаний составила 31000 кругов для исследуемых покрытий. Общая продолжительность испытания, в зависимости от радиуса дорожки износа, составила от ~ 120 минут до ~ 240 минут. Большая продолжительность штифтовых испытаний была необходима для максимального моделирования фактического времени выполнения фрезеровки/резания. Поэтому эксплуатационные характеристики высокотемпературного трибометра, который может легко выдерживать такие высокие температуры в течение длительного времени, имели решающее значение для этих измерений.

Скорость износа – это измерение износостойкости материала в процессе штифтодискового испытания. Контакт статического контртела (глиноземного шарика) с вращающимся образцом вызывает повреждение покрытия с удалением материала и износ покрытия. Износ можно количественно определить как объем материала, удаленного из образца. Этот объем можно рассчитать как для вращающегося образца, так и статического контртела (глиноземный шарик).

Скорость износа определяется как потеря объема, нормализованного с помощью приложенной силы и испытательного расстояния. Поэтому единица измерения скорости износа – это $\text{м}^3/\text{м} = \text{м}^2/\text{Н}$. Объем материала, удаленного из образца, определяется путем измерения профиля дорожки износа с помощью поверхностного профилометра. Для исследований использовался профилометр производства компании «Taylor Hobson», было выполнено, как минимум, шесть измерений дорожки износа на каждом образце (см. рис. 3.15). Скорость износа рассчитывалась по следующей формуле:

$$w = \frac{V}{dP}, \quad (3.5)$$

где V – это объем удаленного материала, d – общее испытательное расстояние и P – приложенная нагрузка.



Рисунок 3.15 – Схематическое изображение дорожки износа и измерения с помощью поверхностного профилометра (сканы)

В некоторых случаях наблюдается накопление материала: вместо (или дополнительно) к удалению материала было накопление материала на поверхности образца. Затем соответствующий показатель был назван скоростью накопления, одна и та же формула (3.5) использовалась для расчета скорости накопления с объемом накопленного материала V .

Так как при контакте тормозного устройства с поверхностным наплавленным слоем на тормозном устройстве наблюдается интенсивное выделение тепла и нагрев наплавленного слоя примерно до 850–900 °С, то весьма актуальным является исследование износа наплавленного слоя при повышенных температурах и влияние дефектов в наплавке на величину износа.

Износ и интенсивность изнашивания рабочих поверхностей деталей сопряжений для большинства металлических материалов с увеличением давления и температуры в фрикционном контакте возрастают. При одновременном воздействии нагрузки и температуры повышается подвижность атомов и вместе с тем возрастает вероятность схватывания и повреждения поверхности.

Механическая составляющая силы трения металлических поверхностей при повышении температуры изменяется в основном вследствие уменьшения твердости материала. Таким образом, при повышении температуры происходит снижение твердости трущихся поверхностей, сопровождающееся интенсификацией деформирования и износа неровностей контактирующих поверхностей.

Испытания проводили при нагреве наплавленных образцов и контртела в печи до требуемой температуры в диапазоне 100–900 °С при частоте вращения контртела 310 об/мин. Длительность испытаний составила 1 минуту. Удельное давление в контакте контртела с испытуемым образцом составило $0,6 \cdot 10^6$ Па.

Металлографический анализ слоя показал, что его микроструктура имеет дендритно-ячеистую морфологию (рисунок 3.16). Тёмные участки представляют собой металлическую матрицу в форме слегка вытянутых эллипсов, средний размер которых составляет 15×10 мкм.

Рентгеноструктурный анализ слоя показывает присутствие тугоплавких карбидов кобальта типа Co_2C , выделяющимися первыми во время охлаждения. Карбиды с меньшей температурой плавления, типа цементита $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}$ и $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, присутствуют в эвтектике. Количество металлической основы в наплавленном металле вместе с выделившимися вторичными карбидами, составляет около 75%. Микротвёрдость наплавленного слоя составляет 630–640 кг/мм². Проведенный анализ показал, что наплавленный металл содержит основные карбиды и карбидную эвтектику.

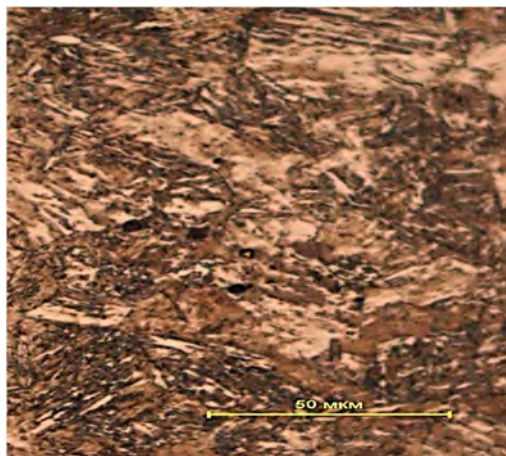


Рисунок 3.16 – Структура поперечного сечения наплавленного слоя на сталь ВНЛ-3

Испытания при комнатной температуре позволили получить исходные базовые значения коэффициента трения для наплавленных образцов, который составил 0,29–0,32. Массовый износ наплавленных образцов без дефектов в наплавленном слое при полном цикле испытаний в условиях нормальной температуры (20 °С) был на уровне 55,8 мг.

На рисунке 3.17 приведено влияние дефектов в наплавленном слое на его массовый износ при полном цикле испытаний на износ. Можно отметить, что наибольший износ наблюдается у подложки из стали ВНЛ-3, который составил 128,4 мг. Наплавленный слой из X25H10B8 без дефектов на уровне 55,8 мг.

Наличие пористости в наплавленном слое незначительно увеличивает массовый износ до 58,3 мг. В то же время наличие в наплавленном слое трещин приводит к существенному повышению износа (рисунок 3.17).

Наличие трещин в наплавленном слое практически сводит на нет применение наплавки сплавом X25H10B8 для повышения износостойкости. В тоже время наличие пористости в наплавленном слое не так критично с точки зрения снижения износостойкости наплавленного слоя.

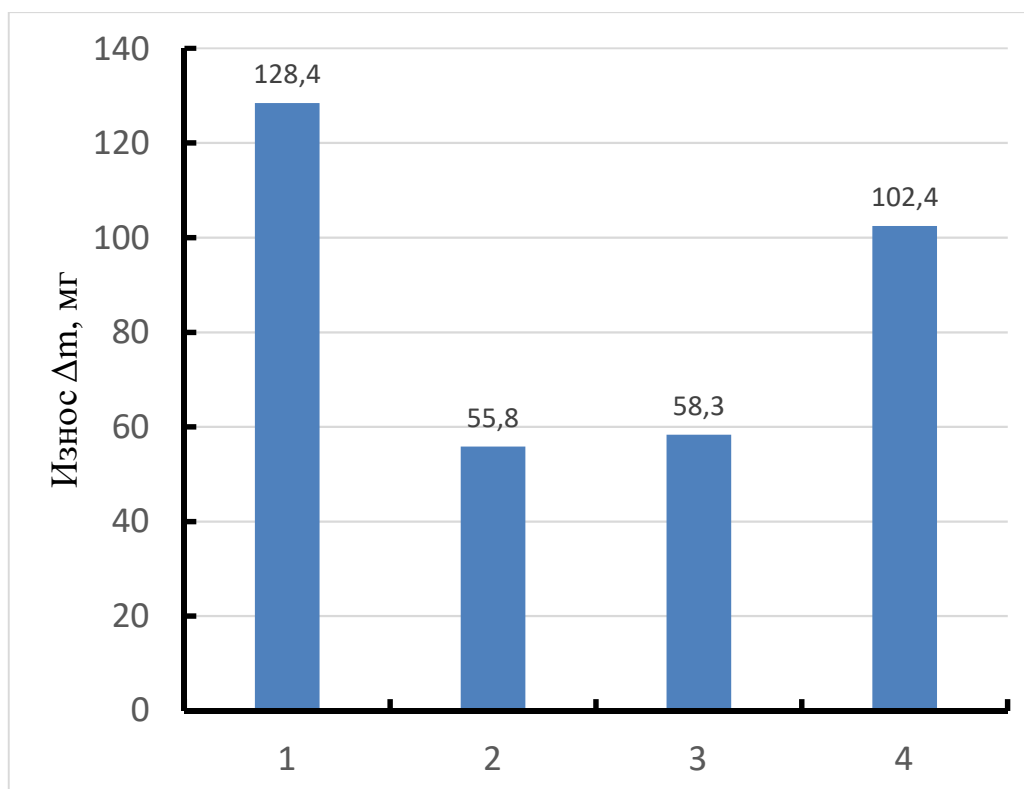


Рисунок 3.17 – Потери массы образцов при износе:
 1 – сталь ВНЛ-3 без покрытия; 2 – наплавленный слой X25H10B8 без дефектов; 3 – наплавленный слой X25H10B8 с пористостью; 4 – наплавленный слой X25H10B8 с трещинами

В условиях сухого трения при комнатной температуре величина износа наплавленного слоя с трещинами существенно выше, чем наплавленного слоя без дефектов (рисунок 3.18). Для наплавленного металла без дефектов на всем пути трения от 10 до 200 м (рисунок 3.18, кривая 1) величина износа примерно постоянная. Величина износа наплавленного слоя с трещинами напротив изменяется на всем пути трения (рисунок 3.18, кривая 2).

Полученные зависимости массового износа наплавленных образцов в зависимости от нагрузки в фрикционном контакте в процессе испытаний представлены на рисунке 3.19. Из приведенного рисунка можно отметить, что величина износа наплавленного слоя на пути трения 150 м, не содержащего дефекты в виде трещин, возрастает с увеличением удельного давления во фрикционном контакте (рисунок 3.19, кривая 1).

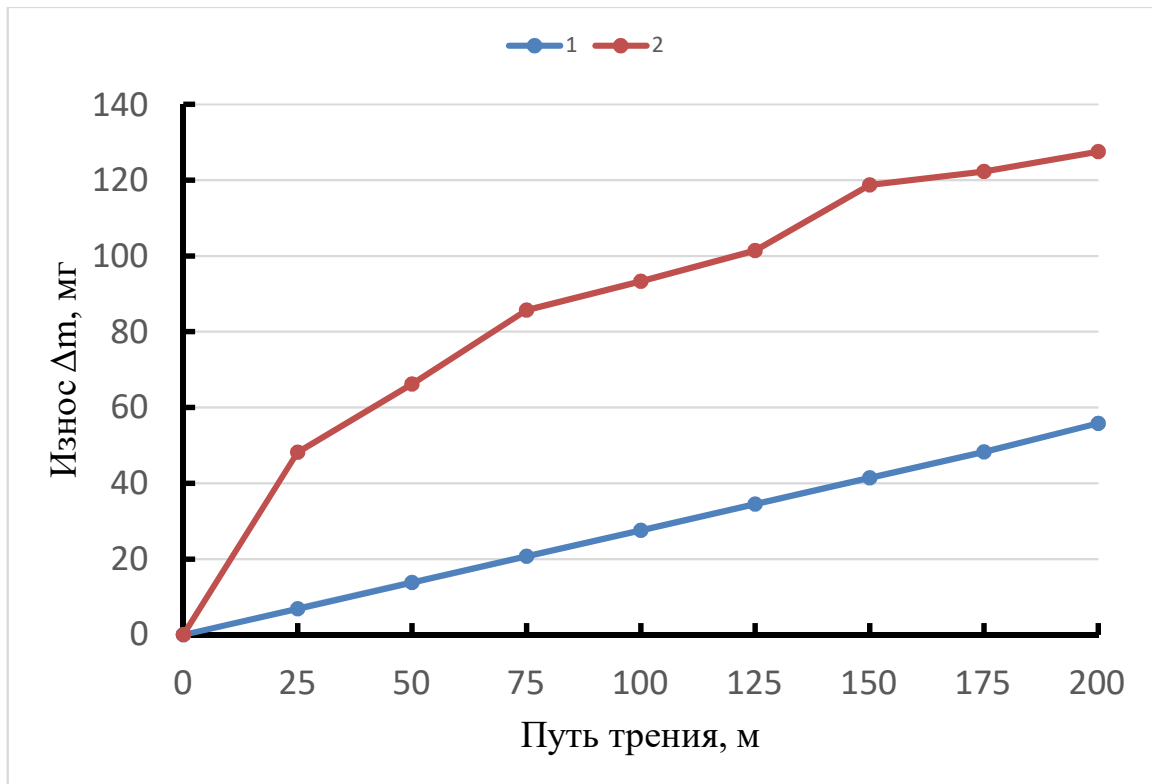


Рисунок 3.18 – Потери массы образцов в условиях сухого трения: 1 – наплавленный слой без дефектов; 2 – наплавленный слой с трещинами

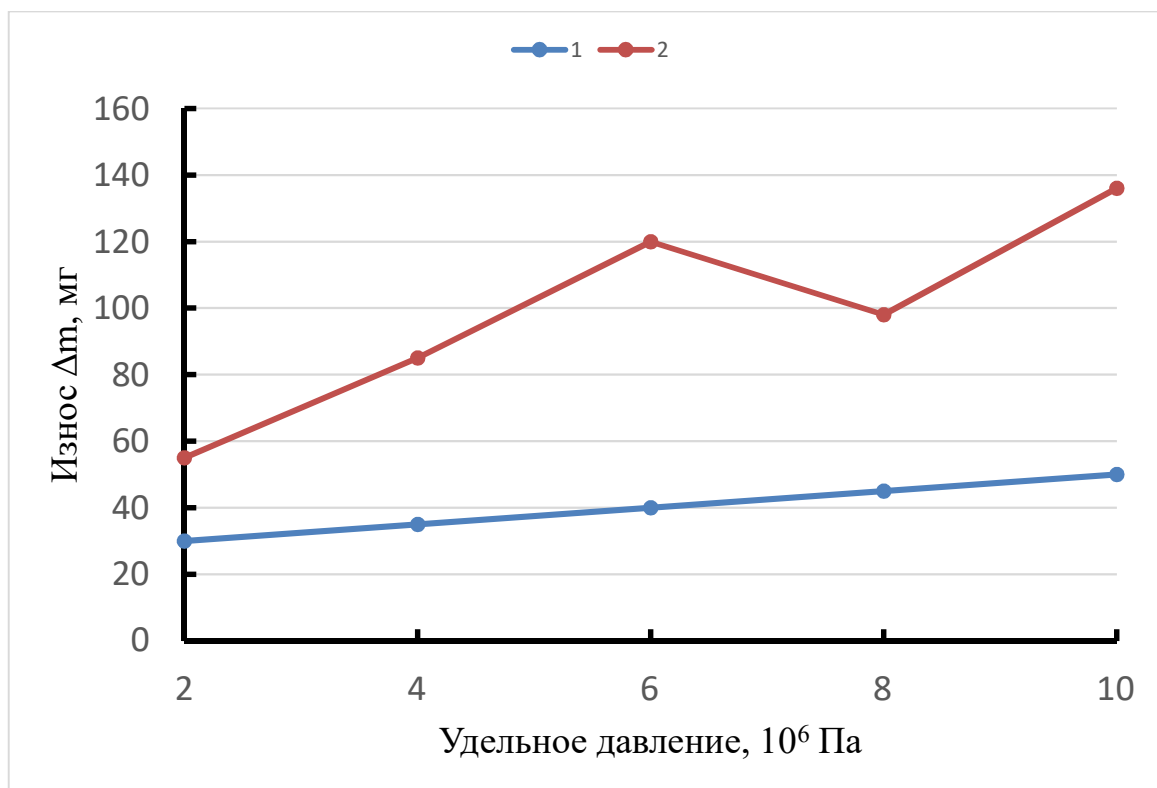


Рисунок 3.19 – Потери массы образцов в условиях сухого трения в зависимости от удельного давления во фрикционном контакте: 1 – наплавленный слой без дефектов; 2 – наплавленный слой с трещинами

В тоже время наличие трещин в наплавленном слое существенно увеличивает износ образцов, причем он имеет весьма нестабильный характер. Такой характер износа, по-видимому, определяется общим количеством трещин в наплавленном слое образца и их протяженностью (рисунок 3.19, кривая 2).

Экспериментально полученная зависимость массового износа наплавленных образцов без дефектов при сухом трении от температуры испытаний проявляет две выраженные ветви. На первой ветви примерно до температуры испытаний 350–400 °С наблюдается некоторое снижение массового износа с ростом температуры от 20 до 400 °С. Дальнейшее увеличение температуры испытаний приводит к увеличению массового износа, значение которого наиболее интенсивно увеличивается начиная с температуры нагрева испытуемых образцов и контртела до температуры 650 °С (рисунок 3.20).

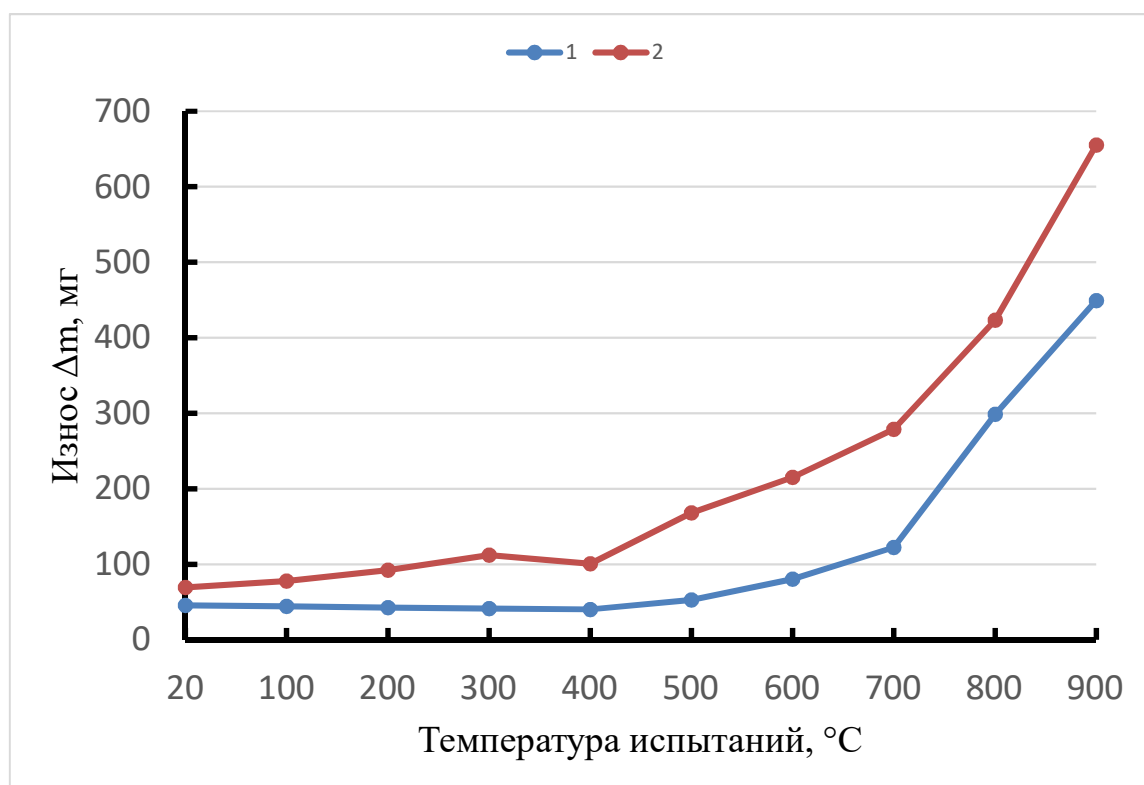


Рисунок 3.20 – Массовый износ наплавленных образцов стаи ВНЛ-3 в зависимости от температуры испытаний (материал наплавленного слоя Х25Н10В8, частота вращения контртела 310 об/мин, удельное давление в трибологическом контакте $0,6 \cdot 10^6$ Па): 1 – наплавленный слой без дефектов; 2 – наплавленный слой с трещинами

Наибольшая величина износа отмечена для температуры испытания 900 °С и составила 462,4 мг. Полученные результаты относятся к варианту испытаний наплавленных образцов без дефектов в наплавленном слое.

Наличие трещин в наплавленном слое существенно интенсифицирует процесс износа во всем исследованном диапазоне температур. Влияние трещин на износ наплавленного слоя начинает уже проявляться при температурах нагрева 400–500 °С. В тоже время в наплавленном слое без дефектов увеличение износа начинается с температуры нагрева 650–700 °С.

Наибольшая величина износа отмечена для температуры испытания 900 °С и составила 462,4 мг. Полученные результаты относятся к варианту испытаний наплавленных образцов без дефектов в наплавленном слое [102].

Анализ поверхности износа наплавленных образцов без дефектов в слое наплавки показал, что при испытаниях с температурой нагрева не выше 400 °С на поверхности трения отмечаются равномерные канавки износа с отдельными участками переноса материала контртела на поверхность образца (рисунок 3.21, а). Повышение температуры испытаний до 650–900 °С характеризуется интенсификацией износа поверхности трения образца с появлением бороздок, свидетельствующих о переносе материала наплавленного слоя на поверхность контртела (рисунок 3.21, б).

Обобщая результаты, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа можно заключить, что при высоких температурах нагрева наплавленный слой из сплава X25H10B8 разрушается по типу когезионного с отслоением отдельных участков наплавленного слоя покрытия (рисунок 3.21, в).

Помимо образцов без дефектов в наплавленном слое трибологическим испытаниям подвергались образцы с дефектом в наплавке в виде трещин, которые были выявлены рентгеновским просвечиванием и ультразвуковым контролем. При этом необходимо учитывать, что количественную оценку наличия таких дефектов выполнить не представлялось возможным. Испытания образцов с дефектами в наплавленном слое проводили при

температурах 200, 700 и 900 °С. Полученные результаты приведены на рисунке 3.22.

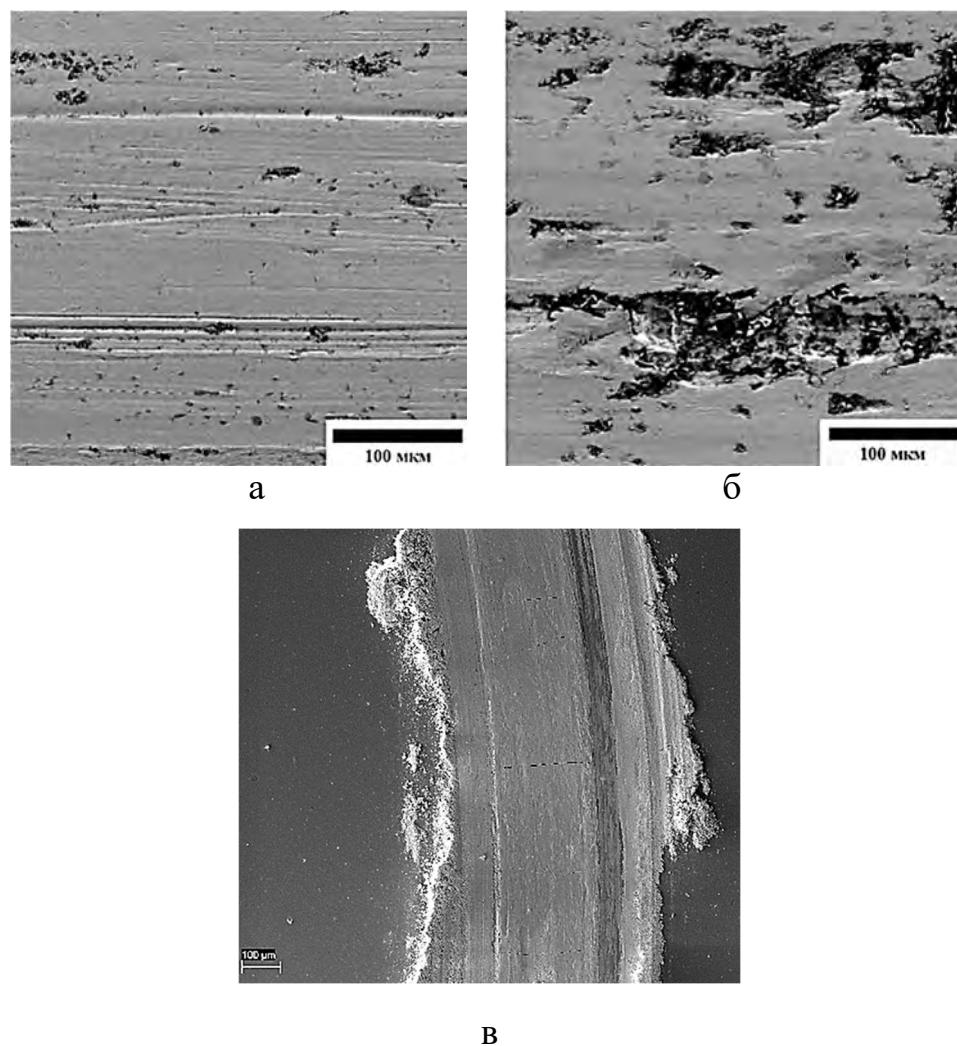


Рисунок 3.21 – Поверхность трения наплавленного слоя на образцах после трибологических испытаний при 200 (а), 700 (б) и 900 °С (в)

Можно отметить, что наличие трещин как при температуре 200 °С, так и особенно при температуре испытаний 900 °С вызывает увеличение массового износа наплавленных образцов. При испытаниях с нагревом до 200 °С наблюдается увеличение износа примерно в 2–2,1 раза. Повышение температуры испытаний до 700 °С выявляет более сильное влияние наличия дефектов в наплавке на повышение износа. В этом случае отмечается увеличение массового износа в 3,1–3,3 раза. В тоже время можно отметить, что повышение температуры испытаний до 900 °С приводит к увеличению

массового износа наплавленных образцов без дефектов и влияние трещин на износ несколько снижается (соотношение примерно 1,45–1,50).

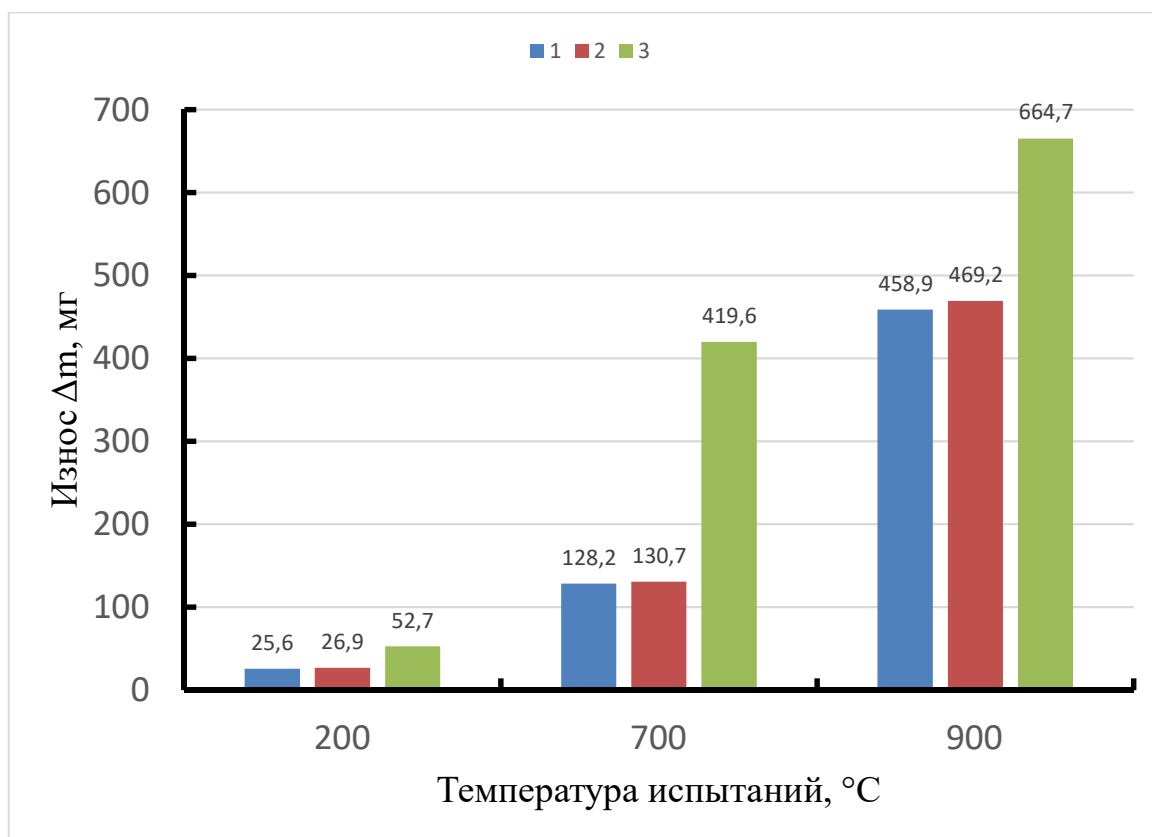


Рисунок 3.22 – Влияние дефектов в наплавленном слое на износ образцов при температурах испытаний 200, 700 и 900 °C:

1 – без дефектов; 2 – с порами в наплавленном слое; 3 – с трещинами в наплавленном слое

Результаты испытаний также показали не существенное влияние пористости в наплавленном слое на износ образцов при повышенной температуре испытаний.

Анализ размеров частиц износа показал, что наличие трещин в слое наплавки вызывает увеличение среднего размера частиц износа при сухом трении. Так средний размер частиц износа при трибологических испытаниях с нагревом до 700 °C образцов без трещин в слое наплавки составляет 10–50 мкм. Частицы износа имеют гладкую поверхность с отдельными ямками. С

увеличением температуры испытаний до 900 °С средний размер частиц износа увеличился до 65–82 мкм.

При испытаниях образцов с трещинами в наплавленном слое отмечается появление частиц неправильной вытянутой формы с извилистым и зазубренным контуром. Размер таких частиц находится в диапазоне 95–120 мкм, хотя отмечается появление отдельных частиц размером до 1800–350 мкм.

Таким образом, на основании полученных результатов испытаний можно констатировать, что наличие трещин в наплавленном слое существенно (примерно в 3 раза) увеличивает износ при трении образцов по сравнению с образцами без трещин в наплавленном слое при испытаниях при температурах 650–700 °С. С увеличением температуры испытаний до 900 °С наблюдается увеличение износа образцов без дефектов наплавленном слое и снижение влияния трещин на износ (коэффициент составил 1,45–1,50) [103].

Также можно отметить, что наличие пористости в наплавленном слое при испытаниях на сухое трение незначительно сказывается на увеличении износа по сравнению с трещинами.

Выводы к главе 3

1. На основе металлографического анализа поверхности изломов наплавленных башмаков тормозного устройства установлено, что образование трещин происходит при повышенным температурах в процессе остывания материала слоя наплавки, т.е. исследуемые трещины являются «теплыми».

2. Развитие трещин наблюдается в пределах наплавленного слоя при расположении очагов разрушения под поверхностью и наличием их связи со сварочными дефектами, либо непосредственно по поверхности наплавленного слоя.

3. Показано, что трещины распространяются только в слое наплавки и основной металл подложки не затрагивают.

4. На основании полученных экспериментальных данных показано, что растрескивание обусловлено наличием дефектов в виде трещин и пор в слое наплавки, а также обогащением наплавленного металла водородом, частично поступающим в результате диффузии из основного металла.

5. Пик остаточных напряжений по абсолютной величине приходится на наплавленный слой. Напряжения в наплавленном слое превосходят на 25% уровень напряжений в подложке и по характеру они являются сжимающими.

6. Непрерывный контроль образцов с трещиной в наплавке из материала X25Ni0B8 в процессе испытаний электропотенциальным методом показал, что технологическая трещина в наплавке не проникает в основной материал до начала циклического нагружения.

7. Нанесение износостойкого покрытия снижает долговечность основного материала ВНЛ-3 более, чем на порядок. При этом образцы с наплавленным слоем из материала ВХН-1 показали большую долговечность, чем с наплавкой из материала X25Ni0B8.

8. Долговечность образцов от момента достижения трещиной основного материала до разрушения составляла в среднем 900 циклов при уровне напряжений 800 МПа.

9. Долговечность от начала нагружений до момента страгивания трещины составляет от общей долговечности образца:

25–28% при $\sigma_{\max} = 800$ МПа (240–300 циклов);

64–81% при $\sigma_{\max} = 600$ МПа (1800–4300 циклов); то есть имеется безопасный ресурс, позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавке.

10. На основании полученных результатов испытаний можно констатировать, что наличие трещин в наплавленном слое существенно (примерно в 3 раза) увеличивает износ при трении образцов по сравнению с образцами без трещин в наплавленном слое при испытаниях при температурах 650–700 °С. С увеличением температуры испытаний до 900 °С наблюдается

увеличение износа образцов без дефектов наплавленном слое и снижение влияния трещин на износ (коэффициент составил 1,45–1,50).

Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЛАЗЕРНОЙ ГАЗОПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ СКАНИРУЮЩИМ ИЗЛУЧЕНИЕМ СТАЛИ ВНЛ-3 СПЛАВОМ X25H10B8

4.1. Влияние основных параметров процесса газопорошковой наплавки на формирование наплавленных валиков

Для решения проблемы образования дефектов в наплавленном слое весьма перспективным выглядит применение лазерной порошковой наплавки. Способы подачи присадочных материалов в зону лазерной наплавки можно разделить на две основные группы. Первая – это предварительное нанесение присадочных материалов на обрабатываемую поверхность, вторая – подача материалов непосредственно в зону обработки одновременно с воздействием лазерного излучения. Наиболее распространен способ предварительного нанесения покрытий с помощью шликерных обмазок.

Способ отличается большим КПД благодаря высокой поглощательной способности, обусловленной наличием связующего вещества и высоким коэффициентом использования присадочного материала. Применение шликерного покрытия подразумевает проведение операции предварительного нанесения присадочного материала, которая обычно не механизирована и выполняется с использованием шпателя или других инструментов вручную.

Однако способ подачи присадочного материала путем его принудительной транспортировки непосредственно в ванну расплава материала подложки (газопорошковая наплавка), благодаря автоматизации процесса, обладает высокой воспроизводимостью.

Поэтому целью проводимого исследования являлось определение влияния основных параметров процесса газопорошковой наплавки на размеры и конфигурацию наплавленного валика. При этом в качестве базового значения высоты наплавленного слоя исходя из технических требований к наплавленному изделию было выбрано значение 3,2–3,5 мм.

Сплавы на основе кобальта — это наиболее известные и широко применяемые сплавы с самыми «универсальными» свойствами. Износостойкие кобальтовые сплавы относятся к системе Co-Cr-W, причем содержание хрома в сплавах этой группы является наибольшим по сравнению с другими, так как он имеет ключевое значение в образовании карбидов с различным соотношением Cr/C.

Кобальтовые сплавы обладают высокой сопротивляемостью к таким видам износа, как абразивный, износ при трении скольжения и эрозийный износ.

Ввиду содержания в кобальтовых сплавах большого количества легирующих элементов (>35%), наличия тугоплавких элементов и образования сложных карбидов создание покрытий из этих сплавов сопровождается рядом трудностей. Возникновение трещин в процессе наплавки, высокое содержание основного материала детали в покрытии, неоднозначность поведения покрытий при различных температурах из-за изменения атомной структуры кобальта — все это порой перекрывает преимущества кобальтовых сплавов.

Применение лазерной газопорошковой наплавки позволит наносить покрытия из кобальтового сплава не только с сохранением свойств исходного наносимого материала, но и улучшить его свойства за счет больших скоростей охлаждения, а также обеспечить гибкость процесса.

В данной работе для нанесения покрытий был использован порошок из сплава X25H10B8 дисперсностью 60–95 мкм.

Эксперименты по нанесению покрытий методом широкополосной коаксиальной лазерной наплавки проводили на специально созданном технологическом комплексе. Основными элементами стенда являются: промышленный робот ABBIRB 2400, волоконный лазер ЛС-4-К, оптическая головка, газовая панель и питатель для подачи порошка [97].

Использование промышленного робота позволяет наносить покрытия на изделия сложной формы в различных пространственных положениях.

Многомодовые волоконные лазеры оказываются вне конкуренции для лазерной наплавки. Длина волны иттербиевого волоконного лазера составляет 1,07 мкм, что обеспечивает более эффективное взаимодействие излучения с металлами, чем излучения CO₂ лазеров (10,6 мкм).

Рабочим инструментом при лазерной обработке является оптическая головка. В данном комплексе использовалась наплавочная головка с фокусным расстоянием 270 мм. Данная головка характеризуется высокой стабильностью выходных оптических характеристик.

Диапазоны варьирования основных параметров лазерной порошковой наплавки представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Диапазоны варьирования основных параметров лазерной порошковой наплавки

Параметры	Минимальная величина	Максимальная величина	Шаг изменения параметра
Мощность (P), Вт	2200	2800	300
Скорость (V), мм/с	8,0	14,0	3,0
Расход порошка (F), г/мин	2,0	18,0	2,0

Подача порошка к месту обработки осуществляется специальным соплом с системой шлангов и каналов, по которым порошок вместе с защитным газом аргоном попадает в зону переплава в месте с лазерным лучом. В технологическую головку и сопло наплавочный порошок подаётся принудительно под давлением аргона из специального питателя. Порошковые питатели предназначены для точной дозированной подачи металлических, керамических, металлополимерных порошковых материалов с фракционным составом от 10 до 200 мкм в лазерную наплавочную головку.

Конструкция порошкового питателя представляет собой передвижной базовый блок, на котором размещается одна или несколько порошковых колб. Управляющее устройство и электрические приводы порошковых колб находятся внутри базового блока.

Для исследования макроструктуры и определения геометрических параметров полученных покрытий изготавливали образцы с наплавкой одного валика на различных оптимизированных режимах. На этих пластинах проводили внешний осмотр для выявления наружных дефектов типа трещин, пор, включений, несплавлений и так далее. Для этой цели использовали инструментальный микроскоп с увеличением $\times 4 - \times 7$.

Для проведения измерений геометрических размеров рассматривалось поперечное сечение наплавленного валика (рисунок 4.1). Основные характеристики валика: ширина валика (L), высота валика (H), глубина проплавления подложки (h), величина зоны термического влияния (ЗТВ), угол смачивания валика (α), площадь сечения покрытия (A_c) и площадь сечения проплавленной части подложки (A_m).

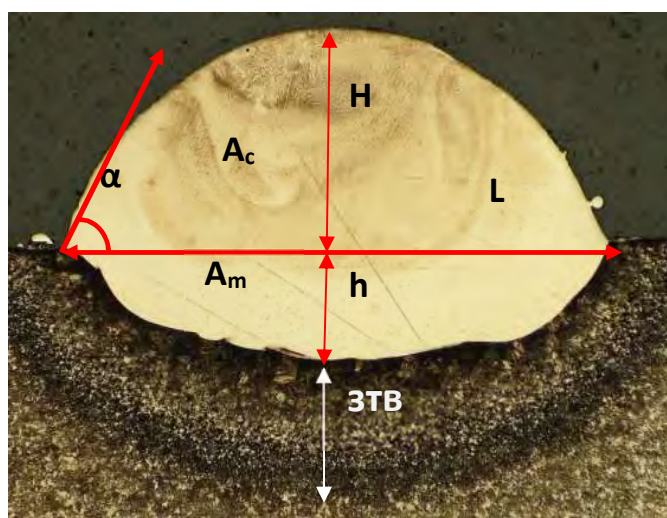


Рисунок 4.1 – Основные геометрические параметры наплавленного валика: ширина валика (L), высота валика (H), глубина проплавления подложки (h), величина зоны термического влияния (ЗТВ), угол смачивания валика (α), площадь сечения покрытия (A_c) и площадь сечения проплавленной части подложки (A_m).

Травление шлифов производят реактивы, которые выявляют границы или окрашивают фазы в разные цвета или тона. Для травления всех шлифов применяется раствор Марбле.

Исследование микроструктуры поверхностного валика шлифов проводили при увеличении $\times 250$ и $\times 500$. Для исследования микроструктуры наплавленного валика применялся оптический инверсионный микроскоп Olympus GX-51 с увеличением 50–1000 крат.

Измерение микротвердости в направлении перпендикулярном поверхности подложки, на которую нанесено покрытие, выполняли на микротвердомере Dura Scan 20. Прибор автоматически производит измерения твердости приповерхностного слоя образцов с максимальной нагрузкой 98 Н. Обработка измерений осуществляется автоматически по программе Ecos Workflow.

Оценку влияния основных параметров лазерной порошковой наплавки на геометрические размеры нанесенных валиков на сталь 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3) осуществляли исходя из соображений:

- высота наплавленного слоя должна быть в пределах 3,2–3,8 мм;
- в наплавленном валике и в материале подложки должны отсутствовать дефекты в виде пор, полостей и трещин;
- коэффициент перемешивания наплавленного металла и металла подложки должен быть минимальным, так как чрезмерное смешивание изменяет физико-механические характеристики наплавленного валика.

В тоже время следует отметить, что для хорошего сплавления нанесенного валика и подложки необходимо обеспечить прочную металлическую связь. Такая связь подразумевает существование межатомной связи между валиком и подложкой по всей ширине валика без расслоения и пористости.

Допустимый коэффициент перемешивания составляет 0,1–0,4 согласно предварительным экспериментальным данным и анализу полученных образцов. Этот диапазон обеспечивает прочную металлическую связь по всей ширине слоя с наименее возможной глубиной проплавления материала подложки.

Другим важным критерием является условие, при котором высота наплавленного валика H должна быть примерно в диапазоне $(0,32-0,50)L$. Проведенные предварительные эксперименты показали, что у наплавленных валиков, отвечающих этому соотношению, однородность по всей толщине с минимальной вероятностью возникновения пористости из-за перекрытия соседних валиков.

Для исследования влияния технологических параметров процесса лазерной порошковой наплавки, важных для формирования качественной геометрии наплавленных валиков, был выбран подход, при котором один из параметров изменяется, в то время как другие параметры сохраняются неизменными.

Для экспериментов были выбраны три параметра: мощность лазерного излучения P (Вт), скорость наплавки V (мм/мин) и расход порошка F (г/мин).

В первом случае была зафиксирована мощность лазерного излучения на уровне 2500 Вт и расход порошка 8 г/мин, а изменялась только скорость наплавки V (мм/мин). Было получено 5 валиков геометрические характеристики которых представлены в таблице 4.2.

С увеличением скорости наплавки на единицу длины наносимого валика приходится меньшее количество наносимого порошка и доля лучистой энергии. Высота валика уменьшается при примерно постоянной его ширине. С увеличением скорости наплавки наблюдается снижение количества вводимой энергии, направленной на расплавление материала подложки. Поэтому с увеличением скорости наплавки наблюдается уменьшение ширины наплавленного валика (рисунок 4.2).

Можно отметить, что увеличение скорости наплавки способствует повышению значения коэффициента перемешивания. Это можно объяснить снижением количества порошка, приходящегося на единицу длины наплавленного валика.

Таблица 4.2 – Параметры процесса и геометрические характеристики наплавленного валика

Постоянные параметры	Мощность излучения $P = 2500$ Вт	Геометрические параметры наплавленного валика					
	Расход порошка $F = 8$ г/мин						
Номер валика	Переменные параметры: скорость наплавки V , мм/с	L , мм	H , мм	h , мм	A_c , мм ²	Зона термического влияния (ЗТВ)	D
1	8	3,47	3,21	0,08	3,61	0,53	0,05
2	9,5	3,12	2,32	0,18	3,07	0,50	0,13
3	11	2,98	1,77	0,27	3,23	0,52	0,29
4	12,5	2,73	1,63	0,22	3,19	0,45	0,35
5	14	2,36	1,46	0,17	3,41	0,49	0,52

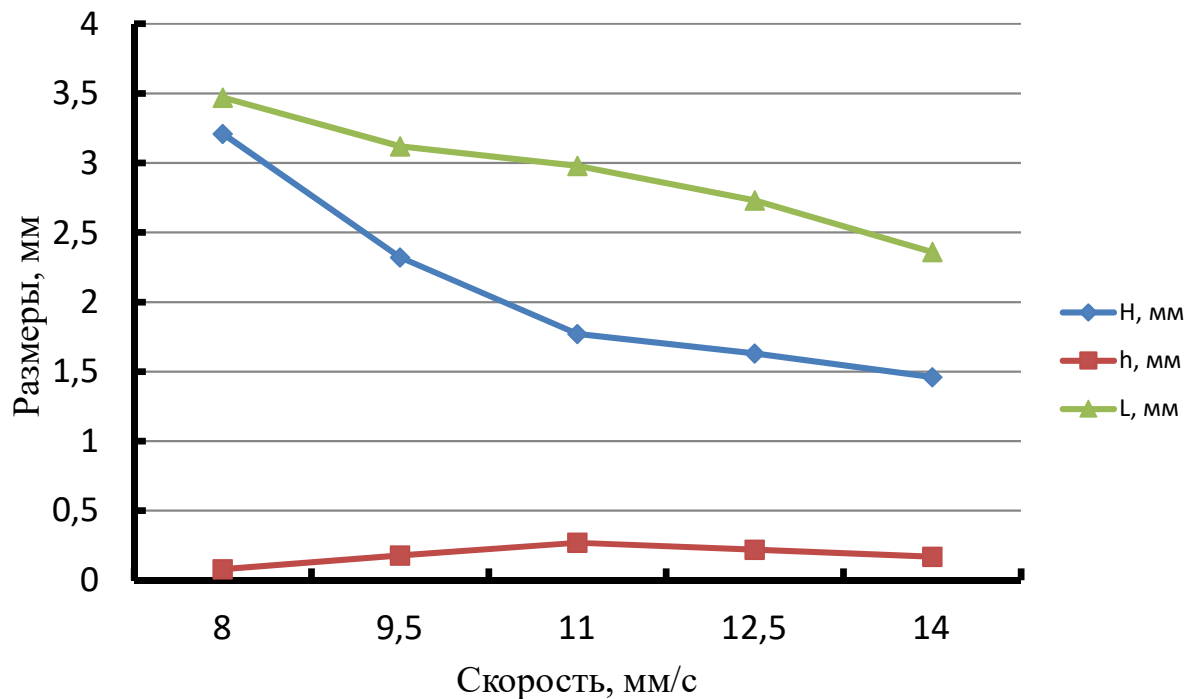


Рисунок 4.2 – Зависимость высоты, ширины валика и глубины проплавления от скорости наплавки

Из данных таблицы 4.2 можно заключить, что при значении скорости наплавки порядка 9,5–11,0 мм/с при постоянной мощности излучения $P = 2500$ Вт и расходе порошка $F = 8$ г/мин можно получить валики с требуемыми характеристиками. Эти параметры можно использовать в качестве базовых при дальнейших исследованиях.

Во второй серии экспериментов производилось варьирование мощности излучения в диапазоне 2200–2800 Вт, а скорость наплавки ($V = 11$ мм/с) и расход порошка ($F = 8$ г/мин) оставались постоянными. Результаты измерения геометрических параметров наплавленных валиков представлены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Параметры процесса и геометрические характеристики наплавленного валика при варьировании мощности излучения лазера

Постоянные параметры	Скорость наплавки $V = 11,0$ мм/с	Геометрические параметры наплавленного валика					
	Расход порошка $F = 8$ г/мин						
Номер валика	Переменные параметры: Мощность излучения P , Вт	L , мм	H , мм	h , мм	A_c , мм ²	Зона термического влияния (ЗТВ)	D
6	2200	1,25	1,09	0	1,69	0,38	0
7	2350	2,03	1,22	0,11	2,38	0,44	0,05
8	2500	2,98	1,77	0,27	3,23	0,52	0,31
9	2650	4,72	2,11	0,55	4,86	0,59	0,43
10	2800	6,38	2,49	0,74	6,39	0,62	0,29

Из графика на рисунке 4.3 следует, что высота наплавленного валика увеличивается при увеличении мощности лазерного излучения. Увеличение мощности лазерного излучения также вызывает увеличение глубины проплавления подложки. Полученный результат свидетельствует о том, что начиная с некоторого значения мощности лазерного излучения наблюдается расплавление всей порции порошка и дальнейшее повышение мощности лазерного излучения ведет только к подплавлению подложки. Из представленного графика также видно, что с увеличением мощности лазерного излучения наблюдается рост ширины наплавленного валика.

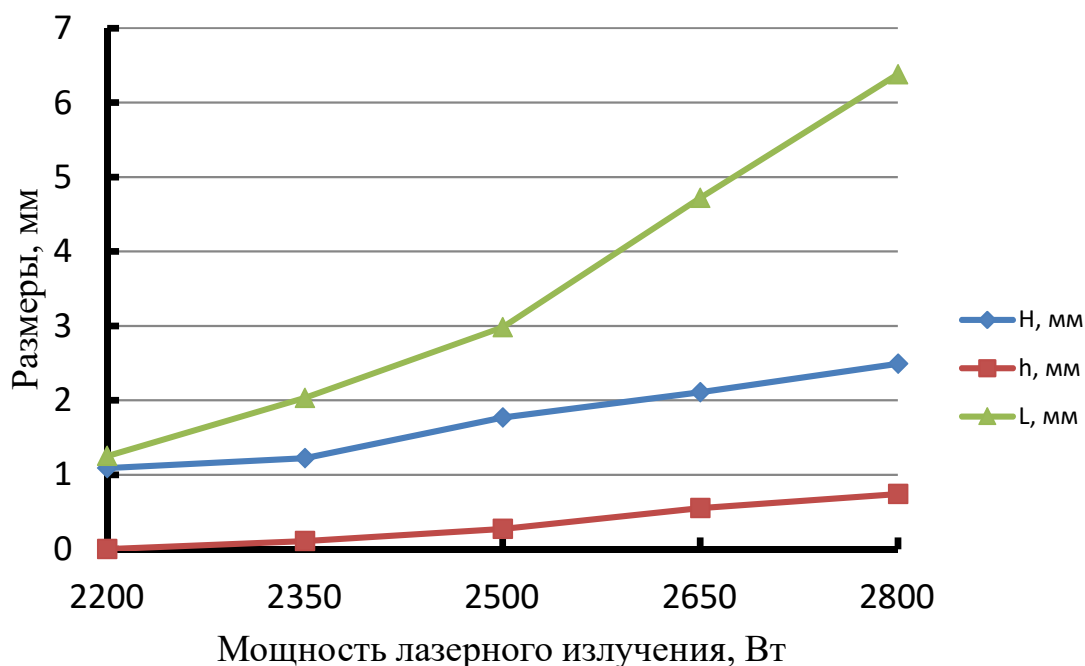


Рисунок 4.3 – Высота, ширина наплавленного валика и глубина проплавления подложки в зависимости от мощности лазерного излучения

Результаты исследования микроструктуры и распределения легирующих элементов в наплавленных валиках показали, что с увеличением мощности лазерного излучения коэффициент перемешивания увеличивается. Причина такого увеличения коэффициента перемешивания заключается в увеличении погонной энергии, которая расходуется на проплавление подложки, что в итоге приводит к увеличению площади расплавления подложки и доли ее металла, который участвует в формировании наплавленного валика.

Также можно отметить, что с увеличением мощности лазерного излучения проявляется тенденция к выравниванию соотношения между высотой и шириной наплавленного валика.

Результаты экспериментов второй серии показали, что при всех выбранных значениях мощности лазерного излучения коэффициент перемешивания увеличивался примерно от 0,05 до 0,43. Значение коэффициента перемешивания остается на достаточно приемлемом уровне.

Третья серия экспериментов проводилась с варьированием расхода порошка в диапазоне от 2 до 18 г/мин при фиксированном значении мощности лазерного излучения $P = 2500$ Вт и скорости наплавки $V = 11$ мм/с. Полученные результаты представлены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Параметры процесса и геометрические характеристики наплавленного валика при варьировании расхода порошка

Постоянные параметры	Скорость наплавки $V = 11,0$ мм/с	Геометрические параметры наплавленного валика					
	Мощность излучения $P = 2500$, Вт						
Номер валика	Переменные параметры: Расход порошка F , г/мин	L , мм	H , мм	h , мм	A_c , мм ²	Зона термического влияния (ЗТВ)	D
11	2	2,81	1,12	0,24	2,14	0,39	0,81
12	6	2,98	1,77	0,27	3,23	0,52	0,56
13	10	3,03	3,49	0,25	6,48	0,44	0,44
14	14	2,89	5,11	0,20	9,06	0,40	0,41
15	18	2,95	5,57	0,19	10,08	0,38	0,37

Из рисунка 4.4 следует, что с увеличением расхода порошка высота наплавленного валика увеличивается практически линейно. Увеличение расхода наплавляемого порошка вызывает некоторое снижение глубины проплавления подложки. По-видимому, этот факт можно объяснить тем, что с увеличением расхода наплавляемого порошка большая доля лазерного излучения расходуется на его расплавление. Так же свою долю вносит переотражение лазерного излучения от частиц порошка, поступающих в зону воздействия лазерного луча.

Из приведенного на рисунке 4.4 видно, что с увеличением расхода порошка ширина наплавленного валика немного уменьшается. Этот результат показывает, что для сохранения оптимального соотношения высоты

наплавленного валика на уровне 0,25–0,30 не следует увеличивать расход порошка выше определенного значения.

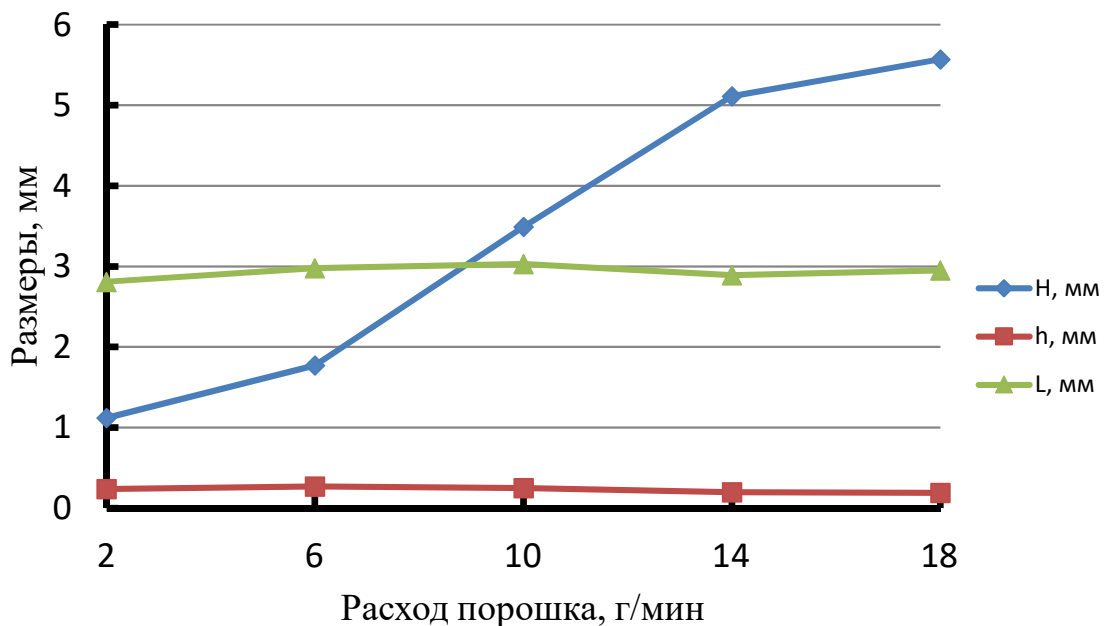


Рисунок 4.4 – Зависимость высоты и ширины наплавленного валика, а также глубины проплавления подложки от расхода порошка

Из рисунка 4.5 следует, что с увеличением расхода порошка соотношение между высотой и шириной наплавленного валика увеличивается. Это объясняется тем, что увеличение расхода порошка приводит к увеличению высоты валика при сокращении его ширины. При этом с увеличением расхода порошка наблюдается резкое сокращение коэффициента перемешивания.

На основе анализа полученных зависимостей был определен рациональный диапазон изменения основных параметров лазерной порошковой наплавки при расходе порошка 6–8 г/мин и соотношении $H < 0,5L$: мощность лазерного излучения 2500–2600 Вт, скорость наплавки 11–12,5 мм/с.

На выбранных в процессе исследований рациональных режимах лазерной порошковой наплавки были наплавлены валики на поверхность образца из стали 08X14H5M2ДЛ. Перекрытие валиков составляло 0,25–0,30

при высоте валика в диапазоне 3,2–3,8 мм. Внешний вид наплавленной поверхности представлен на рисунке 4.6.

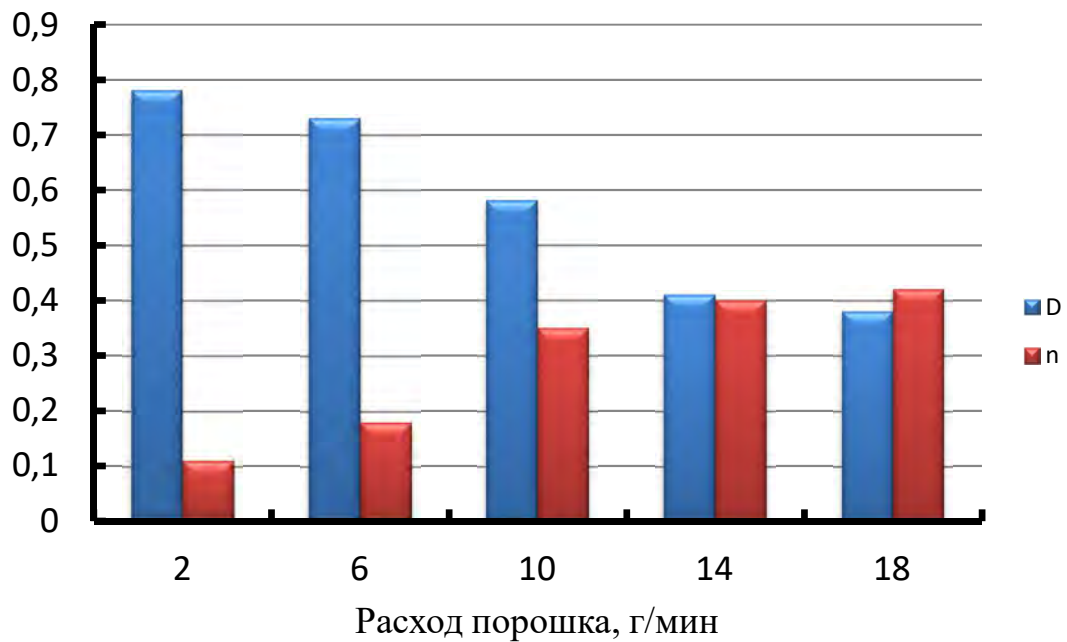


Рисунок 4.5 – Коэффициент растворения (D) и соотношение между высотой и шириной наплавленного валика в зависимости от расхода порошка

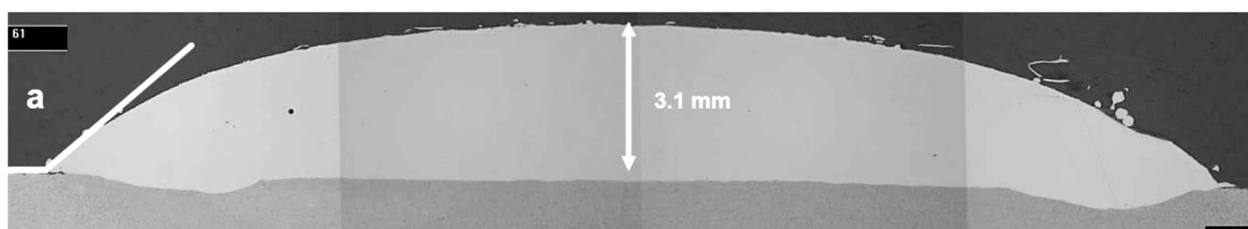


Рисунок 4.6 – Внешний вид наплавленной поверхности на поверхности образца из стали 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3)

Контроль температуры образца с помощью термопары показал, что на глубине 2 мм от наплаваемой поверхности температура нагрева образца в

процессе наплавки не превысила 80–90 °С. Это позволяет утверждать, что основной материал образца в процессе наплавки не подвергается термическому воздействию и его структура в глубинных слоях не претерпевает каких либо изменений.

На рисунке 4.7 приведены макроструктуры зоны наплавки в зоне перекрытия соседних слоев и макроструктура наплавленного валика вдоль направления наплавки.



а



б

Рисунок 4.7 – Макроструктура наплавленного слоя на стали ВНЛ-3 сплавом X25H10B8 в поперечном (а) и продольном (б) сечениях

Таким образом, проведенные исследования позволили установить рациональные диапазоны лазерной порошковой наплавки стали 08X14H5M2ДЛ, позволяющие получить качественное покрытие с высотой наплавленных валиков в пределах 3,2–3,8 мм с перекрытием соседних валиков 0,25–0,3.

4.2. Нанесение покрытия лазерной наплавкой из порошкового материала X25H10B8

При разработке критериев оценки качества и выбора рациональных режимов газопорошковой лазерной наплавки порошков X25H10B8 на сталь 08X14H5M2ДЛ должны учитываться общие процедуры оценки качества технических изделий.

При выборе критериев оценки качества наплавленного слоя следует исходить из двух основных требований:

- наплавленный слой должен иметь сплошность без макро и микродефектов в своей структуре;
- совокупность эксплуатационных свойств должна удовлетворять предъявляемым требованиям.

Прежде, чем проводить оценку эксплуатационных свойств наплавленных покрытий проводились металлографические исследования для оценки структуры наплавленных покрытий и отсутствия в них дефектов.

На основе разработанной методики выбора основных параметров режима газопорошковой наплавки было осуществлено нанесение на стальную подложку из стали ВНЛ-3 широкополосной газопорошковой наплавкой.

Порошок X25H10B8 для создания покрытий представляет собой нержавеющую сталь, легированную 7,5–8% кобальта, которая предназначена для наплавки на поверхность изделий, работающих при повышенных температурах в условиях износа и достаточно высокой коррозии.

Внешний вид образцов, полученных в ходе экспериментов, приведен на рисунке 4.8, а поперечные разрезы наплавленных образцов – на рисунке 4.9. Наружная поверхность наплавленных образцов имеет ярко выраженную направленную шероховатость в виде отдельных канавок, расположенных с шагом 0,8–1,05 мм и глубиной от 115 до 185 мкм. Общая толщина поверхностного слоя, измеренная с помощью ультразвукового микрометра, в

исходном состоянии и после приработки для удаления шероховатости, представлена в таблице 4.5.



Рисунок 4.8 – внешний вид образцов, наплавленных порошком X25H10B8 на пластины толщиной 8 мм из стали ВНЛ-3

Таблица 4.5 – Толщина наплавленных образцов на стали ВНЛ-3, полученных лазерной газопорошковой наплавкой сплава X25H10B8 по данным ультразвукового микрометра

Номер образца	Толщина наплавленного слоя, мм					
	Центр	Точка 1	Точка 2	Точка 3	Среднее по 4 точкам	Среднее
1–1	1,57	1,53	1,54	1,61	1,58	1,57
1–2	1,58	1,56	1,55	1,53	1,55	
2–1	2,12	2,11	2,13	2,12	2,23	2,10
2–2	1,95	1,99	1,93	2,01	1,97	
3–1	2,31	2,34	2,45	2,37	2,38	2,46
3–2	2,57	2,33	2,76	2,57	2,55	

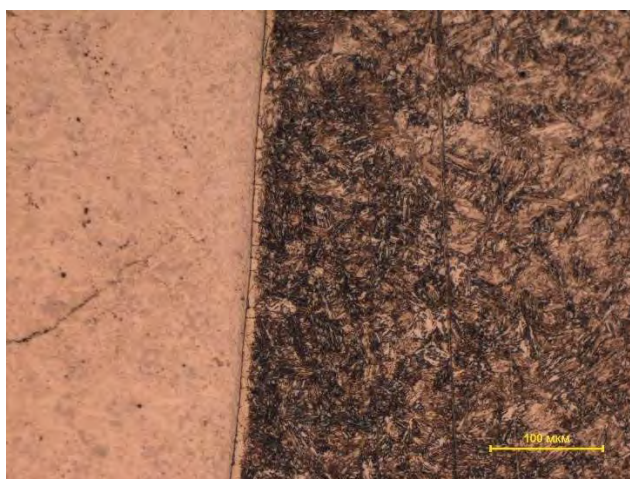


Рисунок 4.9 – Поперечное сечение наплавленных образцов с толщиной слоя наплавки 2,63 мм

4.3. Исследование микроструктуры на плавленного слоя

Для определения соотношения и размера фаз по толщине наплавленного слоя, в переходной зоне от наплавленного слоя к подложке и в самой подложке проведен металлографический анализ. Он основан на выявлении путем химического травления различных структурно-фазовых составляющих наплавленного слоя и поверхностного слоя подложки с последующей оценкой их геометрических характеристик при сравнении с соответствующими типовыми формами, а также за счет измерения их геометрических размеров на металлографическом шлифе.

Исследования проводились на серии образцов размером не менее 10x10 мм с толщиной наплавленного слоя не менее 2,0 мм. Количество шлифов для проведения исследований одного типа поверхностного слоя составляло не менее 3 штук. Для оценки микроструктуры из поперечного сечения образца с нанесенным на него наплавленным слоем были приготовлены образцы площадью не менее 1 см². Место вырезки шлифов выбиралось на основании визуального осмотра поверхности центральной части наплавленных образцов. Вырезка осуществлялась таким образом, чтобы плоскость шлифа была перпендикулярна исследуемой поверхности.

Травление шлифов производилось реактивами, которые выявляют границы зерен или окрашивают зерна в различные цвета или тона.

Травление наплавленных слоев на основании кобальтовых сплавов осуществлялось в растворе следующего состава: соляная кислота (HCl , плотность $1,18 \text{ г/см}^3$) – 65 см^3 , азотная кислота (HNO_3 , плотность $1,4 \text{ г/см}^3$) – 15 см^3 , ледяная уксусная кислота – 15 см^3 , вода дистиллированная – 15 см^3 .

Шлиф при травлении протирали ватным тампоном до потускнения поверхности или погружали на время от 5 до 20 с в травитель, а затем промывали под струей воды с последующей сушкой фильтровальной бумагой.

Исследования микроструктуры и размера зерен наплавленного слоя шлифов проводилось при увеличении от $100\times$ до $1000\times$, в зависимости от размера исследуемых слоев с применением следующих методов:

- определение структурно-фазовых составляющих сравнением с эталонными структурами;
- определение количественного состава структурно-фазовых составляющих по точечному методу А.А. Глаголева с использованием программного обеспечения NIKON NIS-ELEMENTS;
- методом подсчета количества зерен, приходящихся на единицу поверхности шлифа, с определением среднего диаметра и средней площади зерен по ГОСТ 5639–82.

Подготовка и исследование образцов проводились на следующем оборудовании:

- отрезной станок MIKROMET M3/220-SAS с плавной регулировкой скорости вращения от 0 до 3000 об/мин, микрометрической системой позиционирования образца (с точностью не менее $0,01 \text{ мм}$) с поперечным креплением держателя (с ходом не менее 25 мм) и рециркуляционной системой охлаждения;
- шлифовально-полировальный станок APOLLS2/LSA6-40-SAS с регулируемой скоростью вращения в диапазоне от 0 до 300 об/мин, системой

автоматической подачи охлаждающей жидкости и пневматической системой приложения нагрузки прижима образцов в диапазоне от 2 до 4 бар;

– инвертированный металлографический микроскоп NIKON MA200, оснащенный цифровой камерой и обеспечивающий проведение исследований в отраженном свете по методу светлого и темного поля, поляризации, и дифференциально-интерференционного контраста с возможностью работы в диапазоне увеличений от 50 до 1000 крат для наблюдения по методу светлого и темного поля, с классом коррекции аберраций не ниже планполуапохроматической; парфокальное расстояние не менее 60 мм.

Результаты исследования образцов покрытий из сплава X25H10B8, представлены в таблице 4.6. На продольном шлифе наплавленного слоя образцов после травления проявляются зоны нагрева от отдельных проходов лазерным лучом с размытой границей зон термического влияния, которые при травлении окрашиваются в более темный цвет. Ширина отдельного прохода варьируется в диапазоне 2,78–4,85 мм. Размер зоны термического влияния также изменяется в интервале 85–110 мкм (рисунок 4.10).

Таблица 4.6 – Состав и структура наплавленного слоя из порошкового материала X25H10B8

Участок поверхностного слоя подложки	Характер микроструктуры	Доля структурных составляющих, %	Средний диаметр зерен, мкм
Наплавленный слой	Аустенитно- ледобуритная с карбидами	87% + 13%	По основной оси от 50 мкм до 20 мкм
ЗТВ	Мартенсит + карбиды	—	Ширина переходной зоны от 3 до 45 мкм

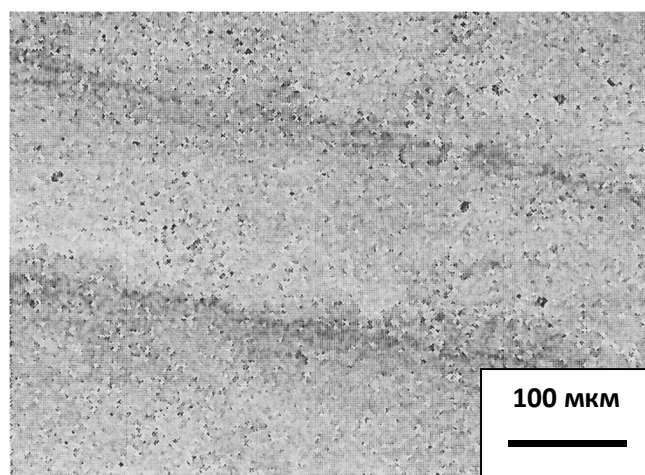


Рисунок 4.10 – Внешний вид поверхностного слоя, наплавленного порошком из материала X25H10B8

Структура металла поверхностного слоя имеет характерное игольчатое строение с хаотическим направлением роста кристаллов. Проявляется поперечное сечение столбчатых дендритов. После окончательного затвердевания свободные дендриты соприкасаются между собой. После травления оси дендритов темные, а междендритное пространство светлое. Кристаллы имеют центральную ось шириной в пределах 1–2 мкм, длина которой варьируется от 5 до 30 мкм. Эта ось по всей длине пересекается множеством двойников с расстоянием друг от друга от 1 до 2 мкм (рисунок 4.11). Структура сплава аустенитно–ледобуритная с включениями сложных карбидов на основе хрома и кобальта с размерами в пределах 1–3 мкм.

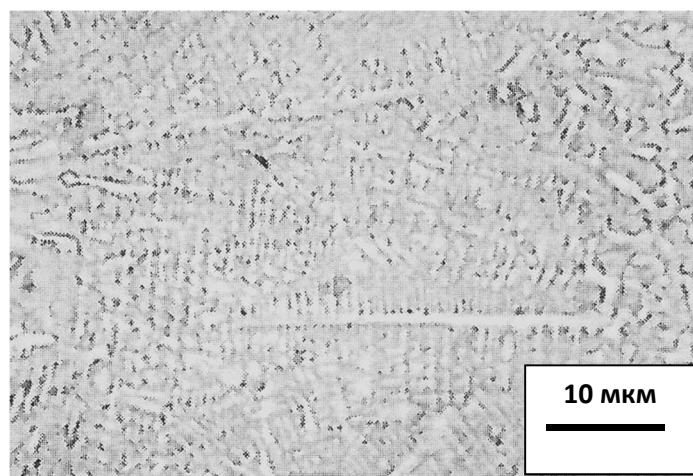


Рисунок 4.11 – Микроструктура поверхностного слоя стали ВНЛ-3, наплавленной порошком из сплава X25H10B8

Переходная зона шириной от 3 до 40 мкм состоит из белых участков аустенита, содержащих карбиды хрома. Карбидная сетка, характерная для наплавленного слоя в переходной зоне распадается на отдельные выделения карбидных фаз. По мере приближения к основному металлу формируется мартенситная прослойка, которая практически не содержит карбидной фазы (рисунок 4.12).

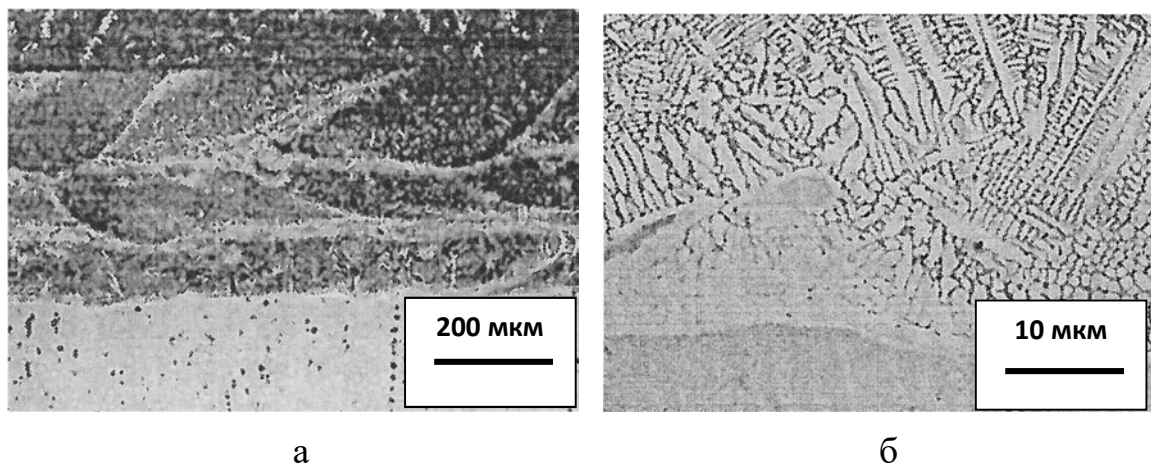
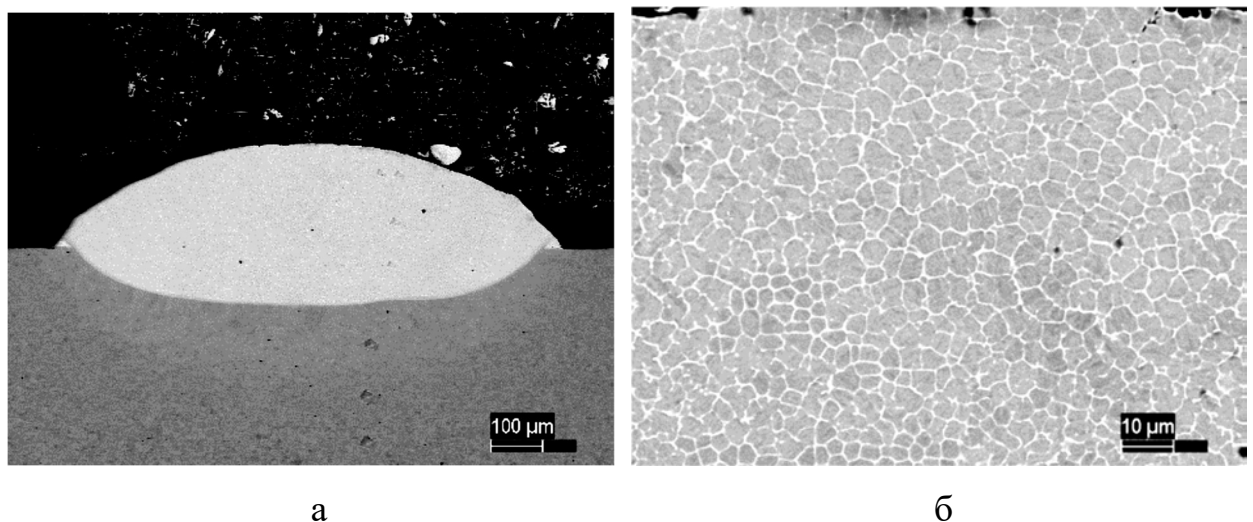


Рисунок 4.12 – Микроструктура поперечного сечения наплавленного слоя, полученного из порошка сплава X25H10B8

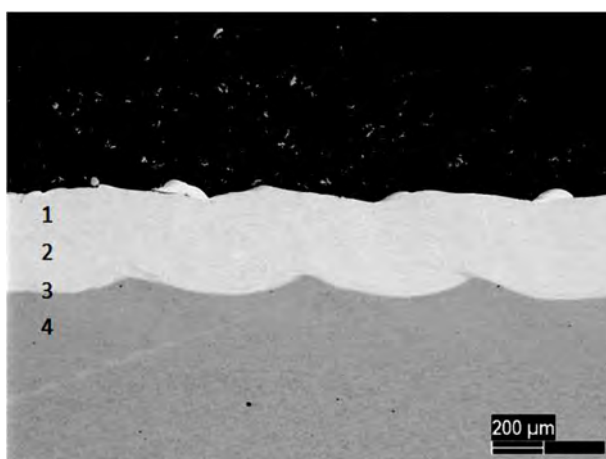
На рисунке 4.13 приведена структура наплавленного слоя при наплавке единичным валиком из материала X25H10B8 на поверхность заготовки из стали ВНЛ-3.



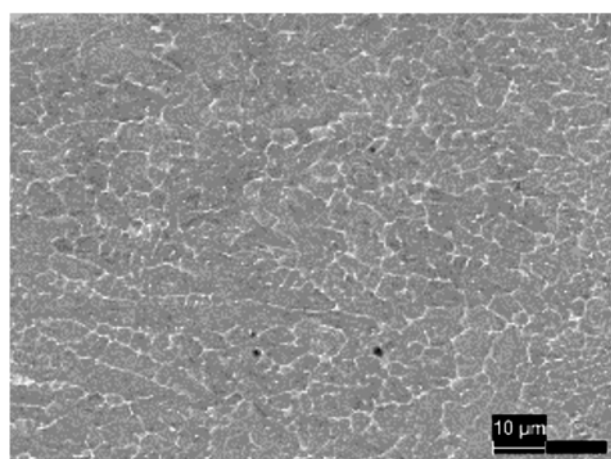
помощью детектора вторичных электронов Эверхарта-Торнли и 4-квadrантного детектора отраженных электронов 4Q-BSD.

Результаты исследования одиночного валика показали, что ширина зоны термического влияния (ЗТВ) равна ~350 мкм, структура покрытия – равноосная ячеистая, вблизи границы с подложкой – дендритная структура, границы зерен обогащены тяжелыми элементами (Mo, W). Структура ЗТВ – измельченные ферритно-перлитные зерна со следами частичного мартенситного превращения. Граница подложки и покрытия отчетливая, без отслоений, трещин и пористости.

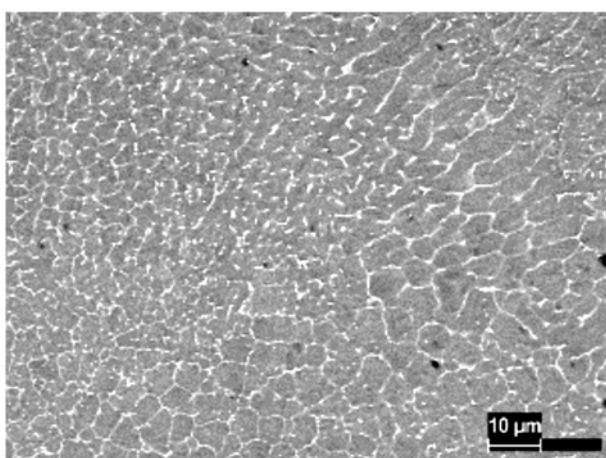
На рисунках 4.14–4.16 приведены микроструктуры покрытий, полученных с различным перекрытием валиков.



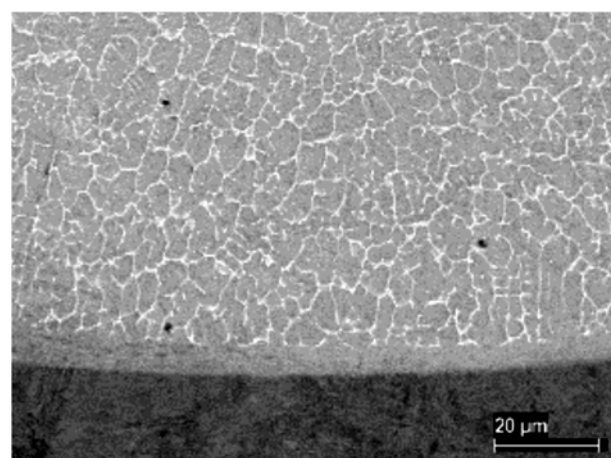
а



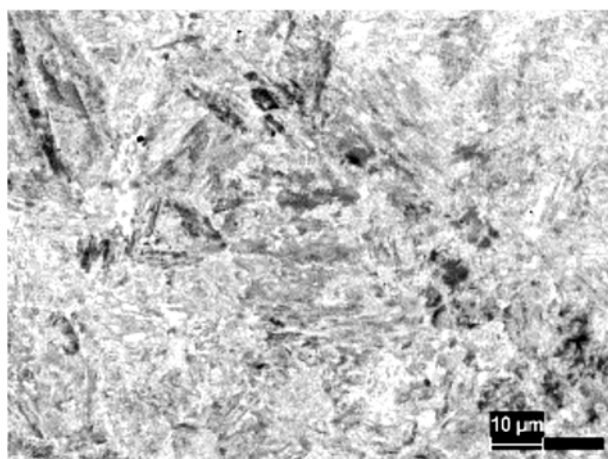
б



в

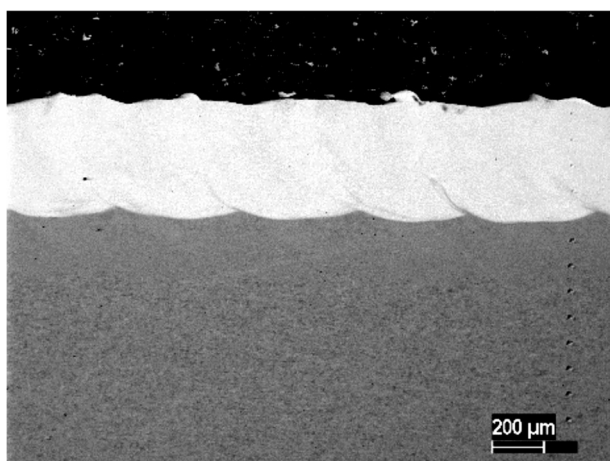


г

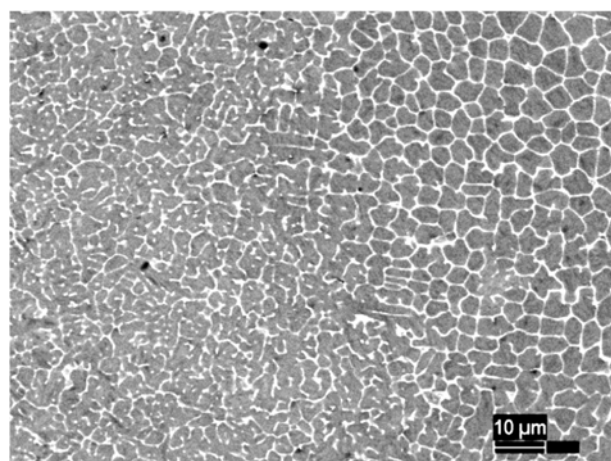


Д

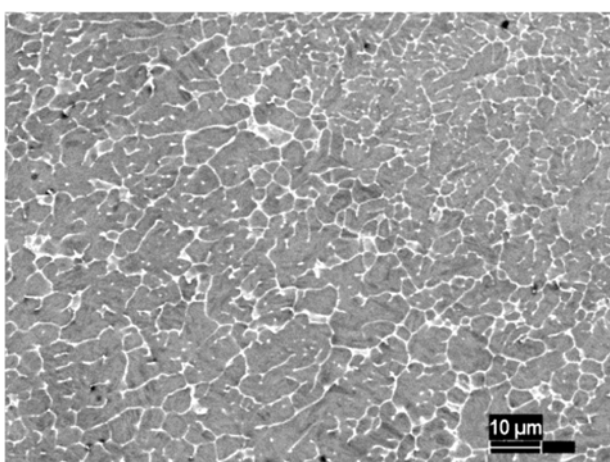
Рисунок 4.14 – Поперечный шлиф покрытия с перекрытием 0,35: а – общий вид; б – область покрытия у верхней границы, точка 1; в – область покрытия в центре валика, точка 2; г – область покрытия у нижней границы, точка 3; д – зона термического влияния подложки, точка 4



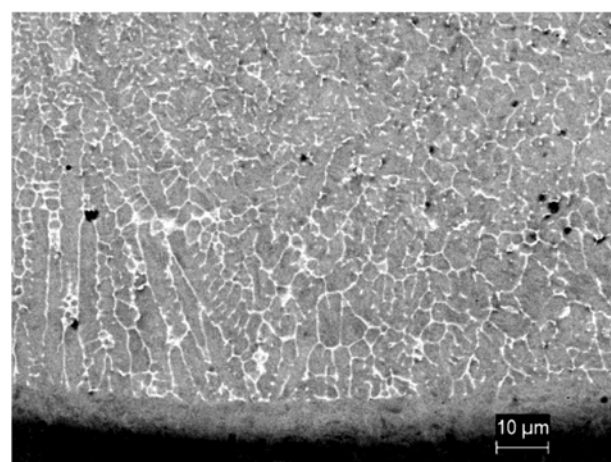
а



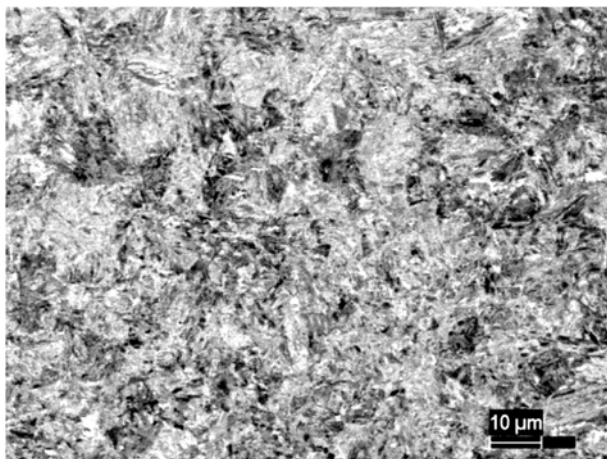
б



в

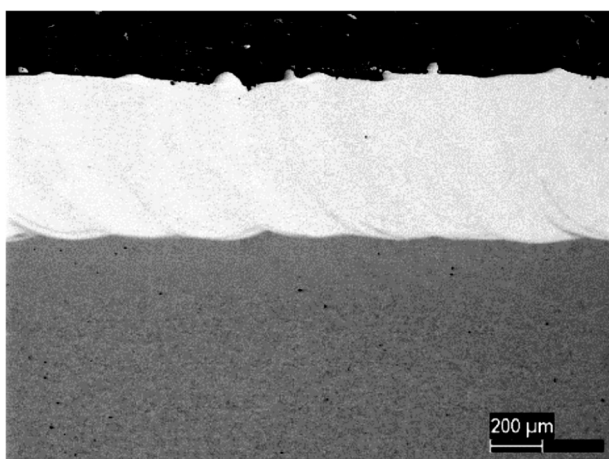


г

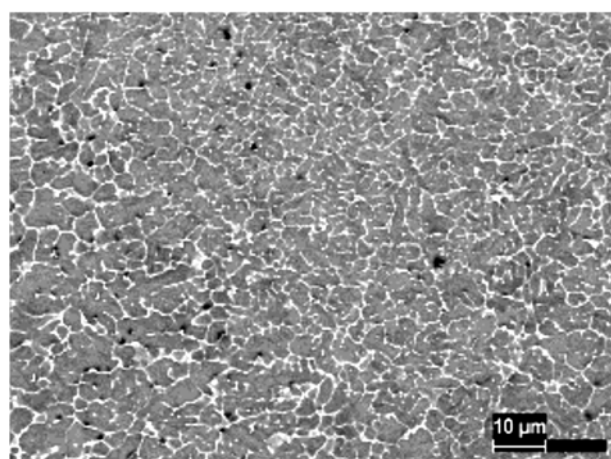


Д

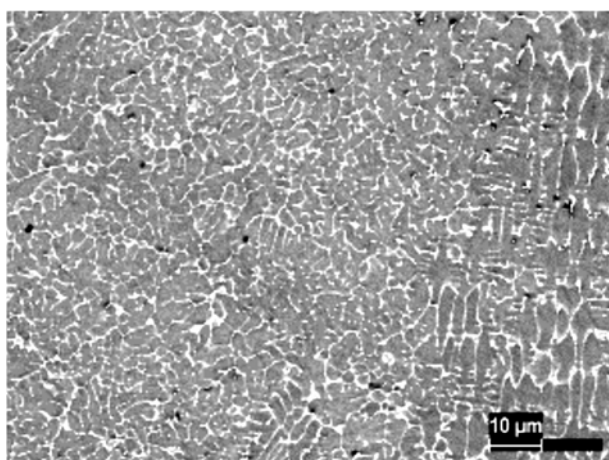
Рисунок 4.15 – Поперечный шлиф покрытия с перекрытием 0.5: а – общий вид; б – область покрытия у верхней границы; в – область покрытия в центре валика; г – область покрытия у нижней границы; д – зона термического влияния подложки



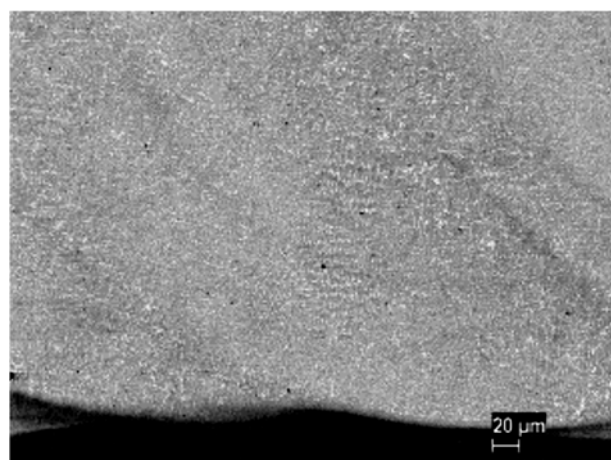
а



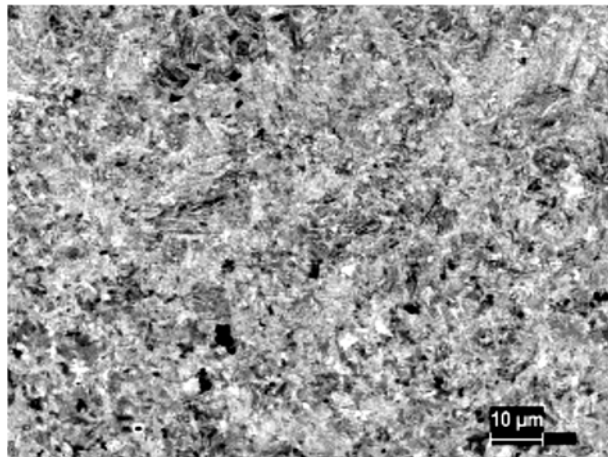
б



в



г



д

Рисунок 4.16 – Поперечный шлиф покрытия с перекрытием 0,72: а – общий вид; б – область покрытия у верхней границы; в – область покрытия в центре валика; г – область покрытия у нижней границы; д – зона термического влияния подложки

Структура полученных покрытий – равноосная ячеистая, вблизи границы с подложкой на всех образцах – дендритная структура, границы зёрен обогащены тяжёлыми элементами (Mo, W). Структура ЗТВ на стали ВНЛ-3 имеет сложное строение. Участки, примыкающие к зоне наплавленного валика, нагреваемые от температуры плавления до 1100 °С, находятся в аустенитно-мартенситном состоянии, при котором возможно растворение или коагуляция карбидов. Это приводит к разупрочнению стали. Имеется зона с оплавленными зёрнами, что может вызвать охрупчивание данного участка. Толщина зоны термического влияния варьируется в пределах от 200 до 350 мкм в зависимости от режима наплавки.

Измерение химического состава на всех покрытиях проводилось в идентичных местах. Полученное покрытие с перекрытием $k = 0,35$ в верхней части наплавки и в её центре содержит ~66,5% железа, с перекрытием $k = 0,5$ – 62,8%, с перекрытием $k = 0,72$ – 58,9%.

Следовательно, с увеличением коэффициента перекрытия уменьшается смешивание материалов подложки и покрытия. Причиной этому служит сужение площади воздействия излучения на подложку при увеличении

коэффициента перекрытия. Также увеличение коэффициента перекрытия привело к улучшению стабильности проплавления подложки и росту высоты покрытия.

Из анализа поперечных шлифов (рисунок 4.14–4.16) следует, что увеличение коэффициента перекрытия валиков привело к уменьшению волнистости однослойного покрытия. С учётом всех вышеупомянутых факторов для дальнейших исследований было выбрано покрытие с коэффициентом перекрытия $k = 0,66–0,72$.

4.4. Микроструктура двухслойных покрытий с различным направлением наложения последовательных слоев

При рассмотрении многослойных покрытий появляется дополнительная переменная обработки t – смещение второго слоя относительно первого (рисунок 4.17.).

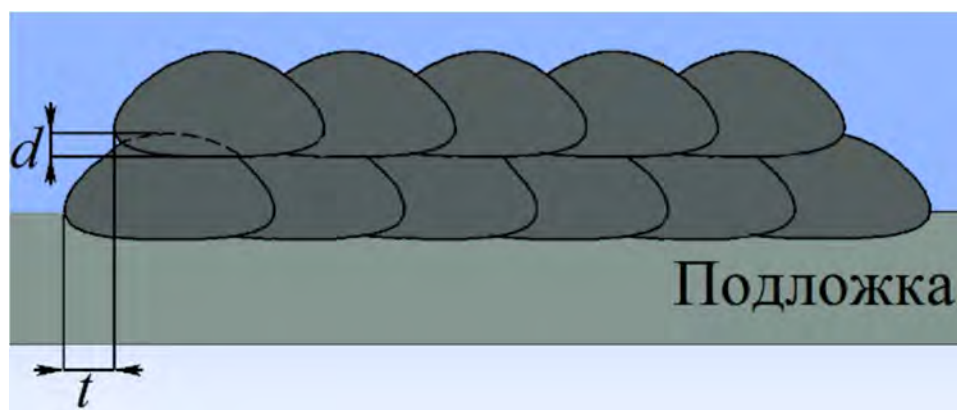


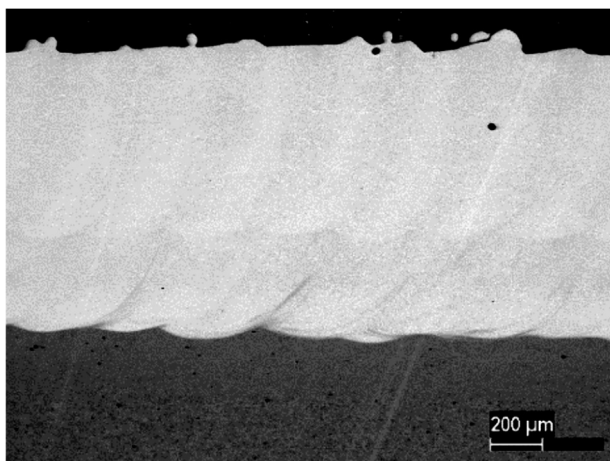
Рисунок 4.17 – Схема формирования второго слоя наплавленного покрытия

Для проведения исследований двухслойные покрытия получали с коэффициентом перекрытия валиков $k = 0,7$ и со смещением $t = 0$ мм. Сначала создавался первый слой последовательным синтезом валиков. Далее второй слой генерировался с аналогичным режимом, но с различным направлением

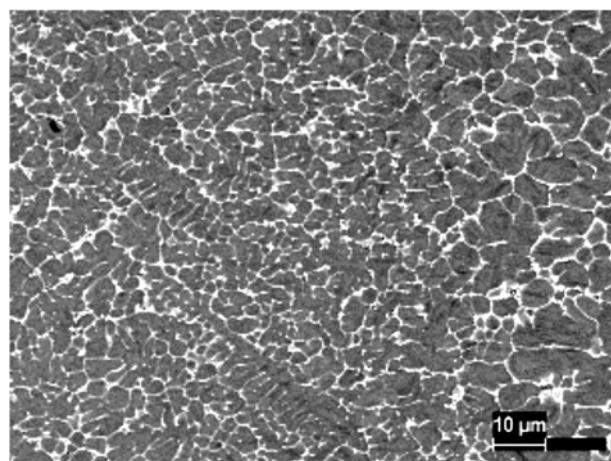
синтеза валиков: вдоль первого слоя; под углом 45° и перпендикулярно первоначальному направлению.

Было проведено исследование микроструктуры полученных покрытий, результат показан на рисунке 4.18–4.20.

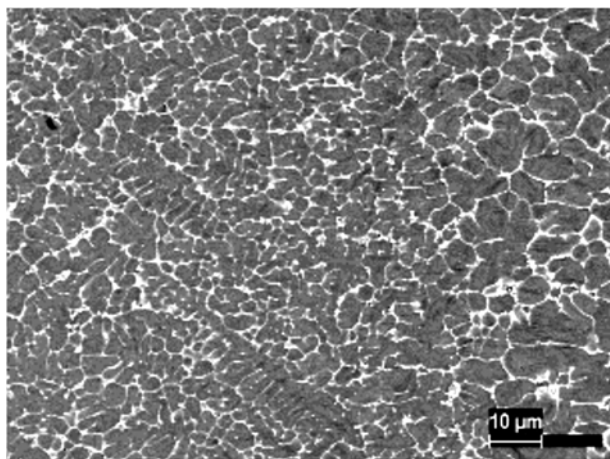
На двухслойных покрытиях (рисунки 4.18а, 4.19а и 4.20а) четко различаются полученные наплавленные слои.



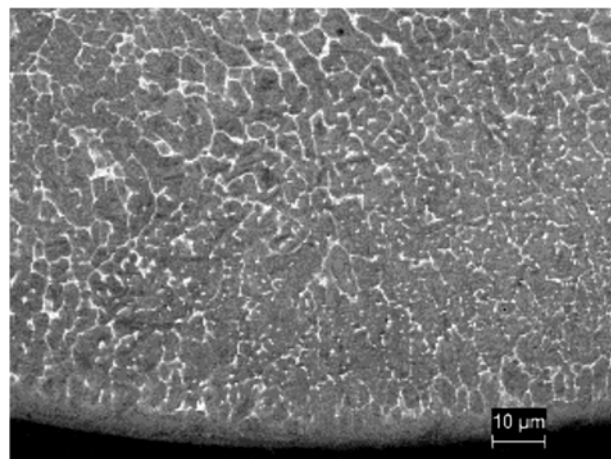
а



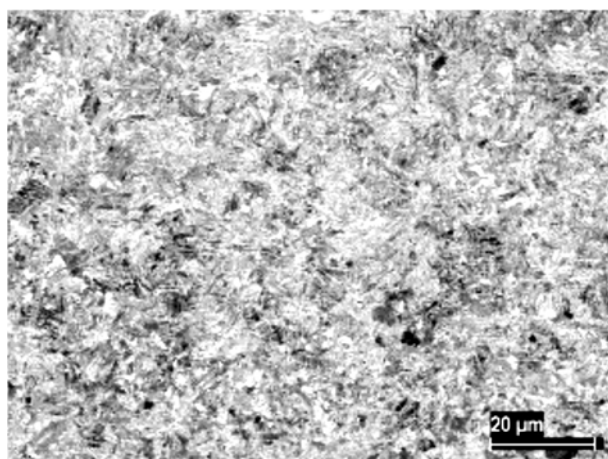
б



в

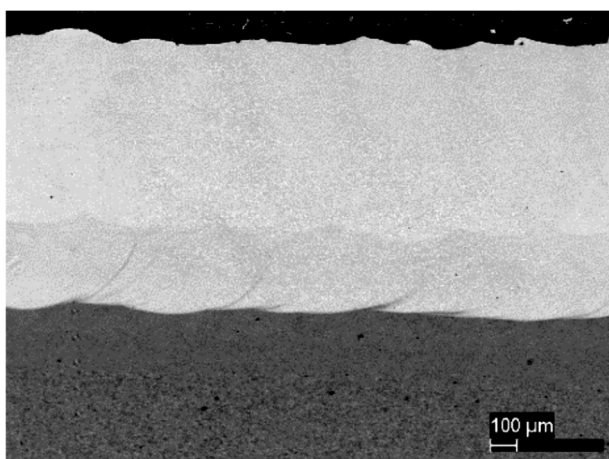


г

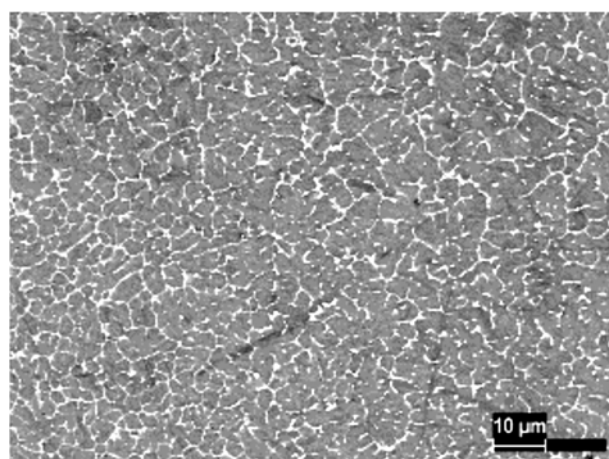


Д

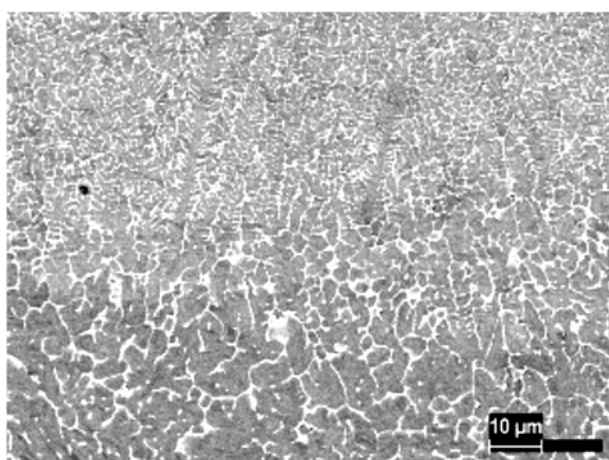
Рисунок 4.18 – Поперечный шлиф двухслойного покрытия с параллельными валиками двух последовательных слоёв: а – общий вид; б – область покрытия у верхней границы; в – область покрытия в центре валика; г – область покрытия у нижней границы; д – зона термического влияния подложки



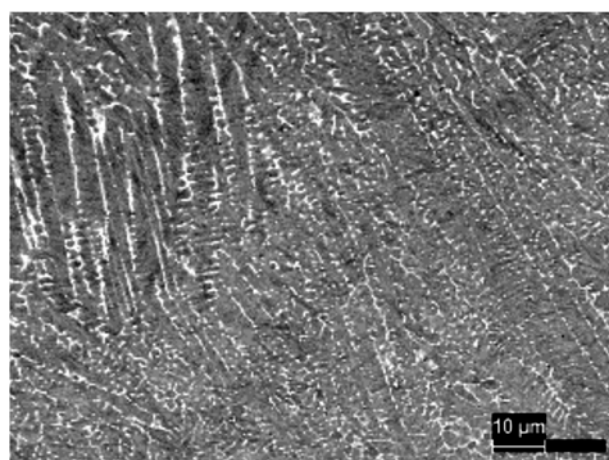
а



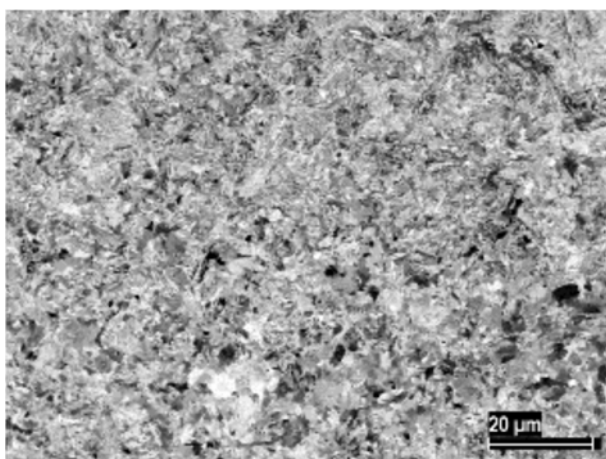
б



в

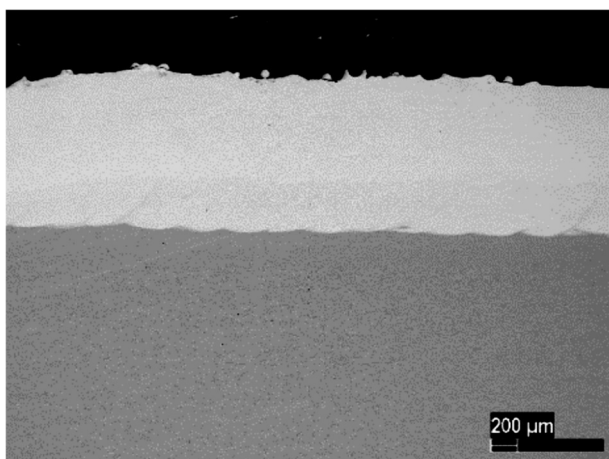


г

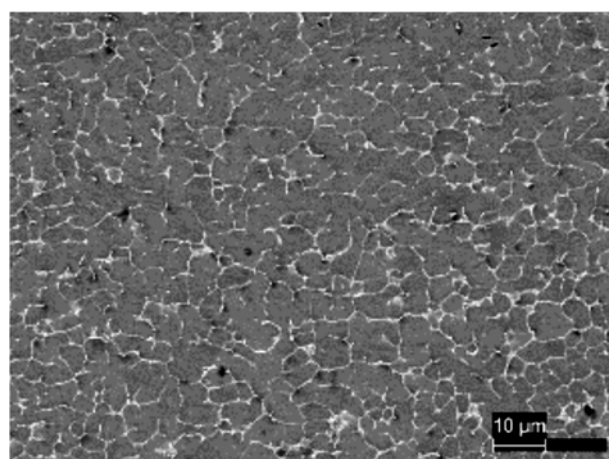


Д

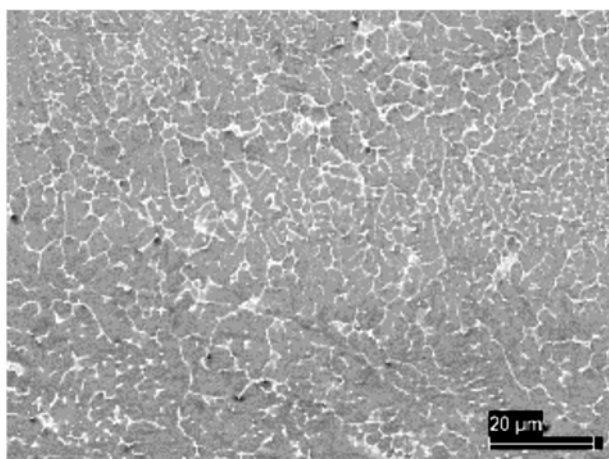
Рисунок 4.19 – Поперечный шлиф двухслойного покрытия с валиками последовательных слоёв под углом 45° : а – общий вид; б – область покрытия у верхней границы; в – область покрытия в центре валика; г – область покрытия у нижней границы; д – зона термического влияния подложки



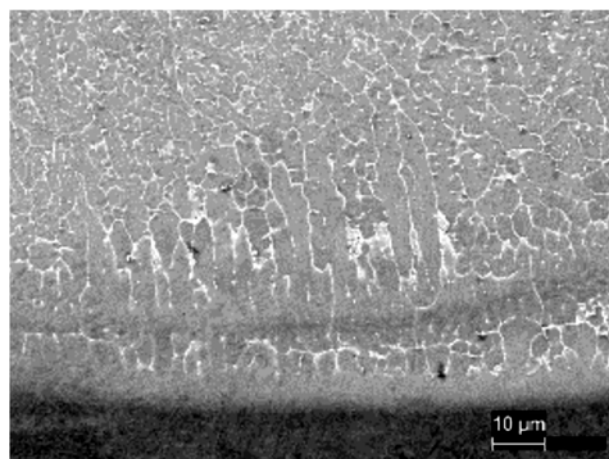
а



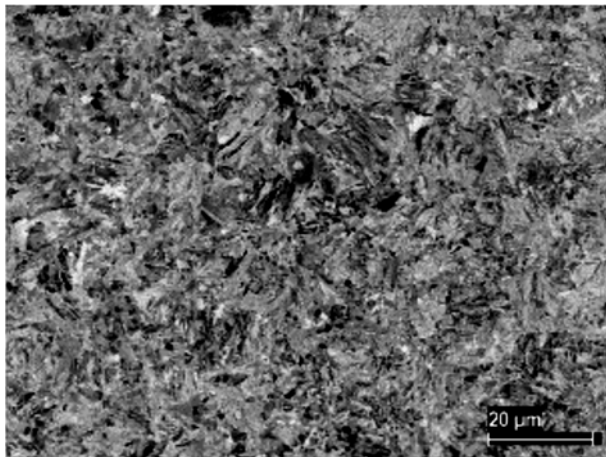
б



в



г



Д

Рисунок 4.20 – Поперечный шлиф двухслойного покрытия с перпендикулярными валиками двух последовательных слоёв: а – общий вид; б – область покрытия у верхней границы; в – область покрытия в центре валика; г – область покрытия у нижней границы; д – зона термического влияния подложки

Можно чётко различить последовательно наплавленные слои: верхняя часть – вытянутые к поверхности дендритные зерна (рисунок 4.18б, 4.19б, 4.20б), нижняя часть – равноосная ячеистая (рисунок 4.18г, 4.19г, 4.20г). Граница подложки и покрытия чёткая, нет отслоений, трещин и пористости. Общая толщина покрытия ~3,5 мм.

Ширина ЗТВ составляет ~300 мкм. Структура ЗТВ – измельчённые ферритно-перлитные зерна со следами частичного мартенситного превращения, аналогична структуре ЗТВ, полученной при наложении единичного валика.

Также не наблюдается изменений и для структуры слоёв под углом 0° и 90° . Она представляет собой неравноосную ячеистую структуру, вблизи границы с подложкой – дендритную, границы зёрен обогащены тяжёлыми элементами (Mo, W). Однако для образца со слоями, синтезированные с под углом 45° друг к другу, различные части покрытий имеют различную структуру. Верхняя часть – вытянутые к поверхности дендритные зерна, нижняя часть – равноосная ячеистая, вблизи границы с подложкой – дендритная структура.

Определение химического состава слоя покрытия вблизи подложки показало, что наименьшее смешивание материалов покрытия и подложки наблюдается для последовательной наплавки слоев под углом 0° (таблица 4.7).

Таблица 4.7 – Распределение железа в двухслойном наплавленном покрытии, созданном с различным направлением валиков двух последовательных слоёв

Элемент, масс %	Угол между валиками двух двух последовательных слоев, град.		
	0°	45°	90°
Железо, масс. %	61,4–62,8	82,1–83,4	84,7–86,2

4.5. Изменение микротвердости в наплавленном покрытии в вертикальном направлении

Микротвёрдость образцов измерялась по методу Виккерса на приборе HVS-1000 с автоматическим нагружением индентора при величине нагрузки $P = 1$ Н и времени выдержки под нагрузкой $\tau = 20$ с. Погрешность измеренных значений микротвёрдости с учетом коэффициента Стьюдента при проведении серии испытаний с доверительной вероятностью $\alpha = 0,95$ не превышала 10%.

Установлено, что микротвёрдость меняется на границе наплавленного покрытия и подложки от 6050 МПа (покрытие) до 2300 МПа (материал подложки сталь ВНЛ-3) (рисунок 4.21). На рисунке 4.21 отчетливо прослеживается снижение твердости материала подложки в результате теплового воздействия лазерного излучения в пределах зоны термического влияния в результате частичной закалки подложки из стали ВНЛ-3.

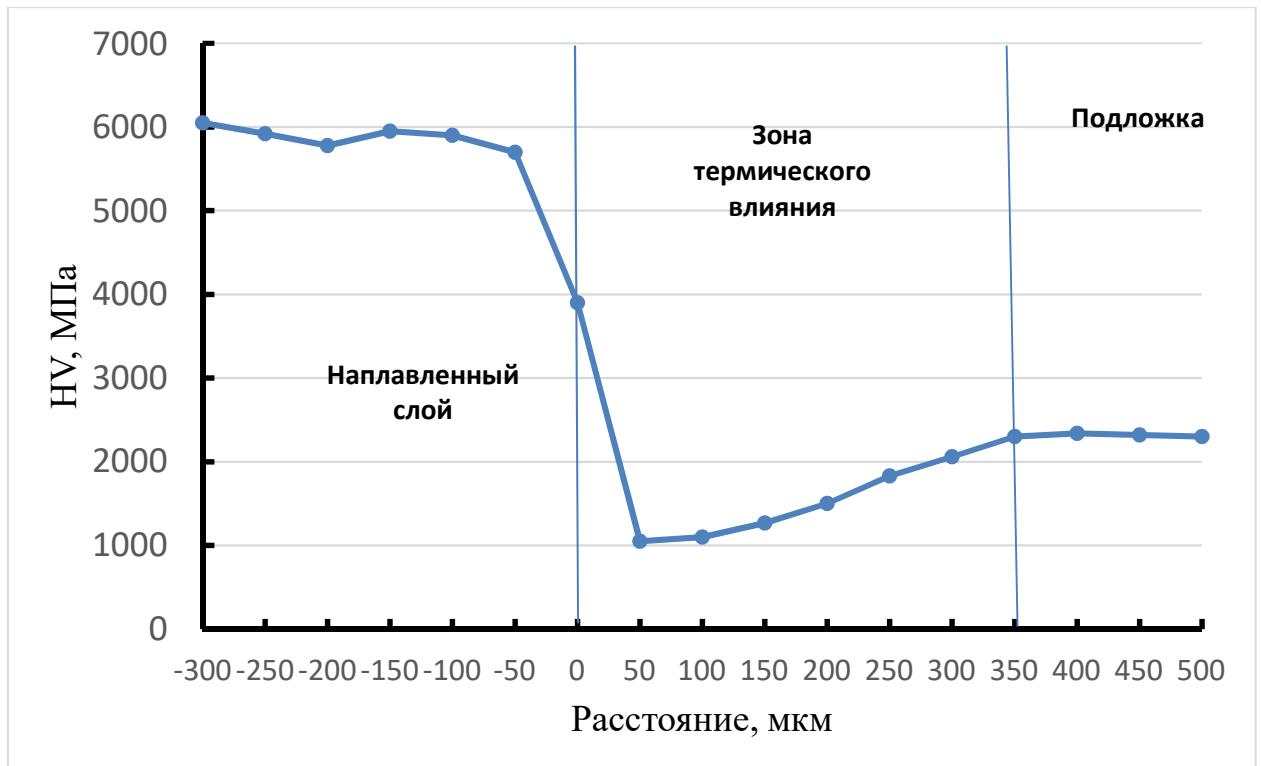


Рисунок 4.21 – Изменение микротвёрдости одиночного валика в вертикальном направлении, отрицательные области соответствуют наплавленному слою, положительные – подложке, область $Z = 0$ мкм – переход между наплавленным валиком и подложкой

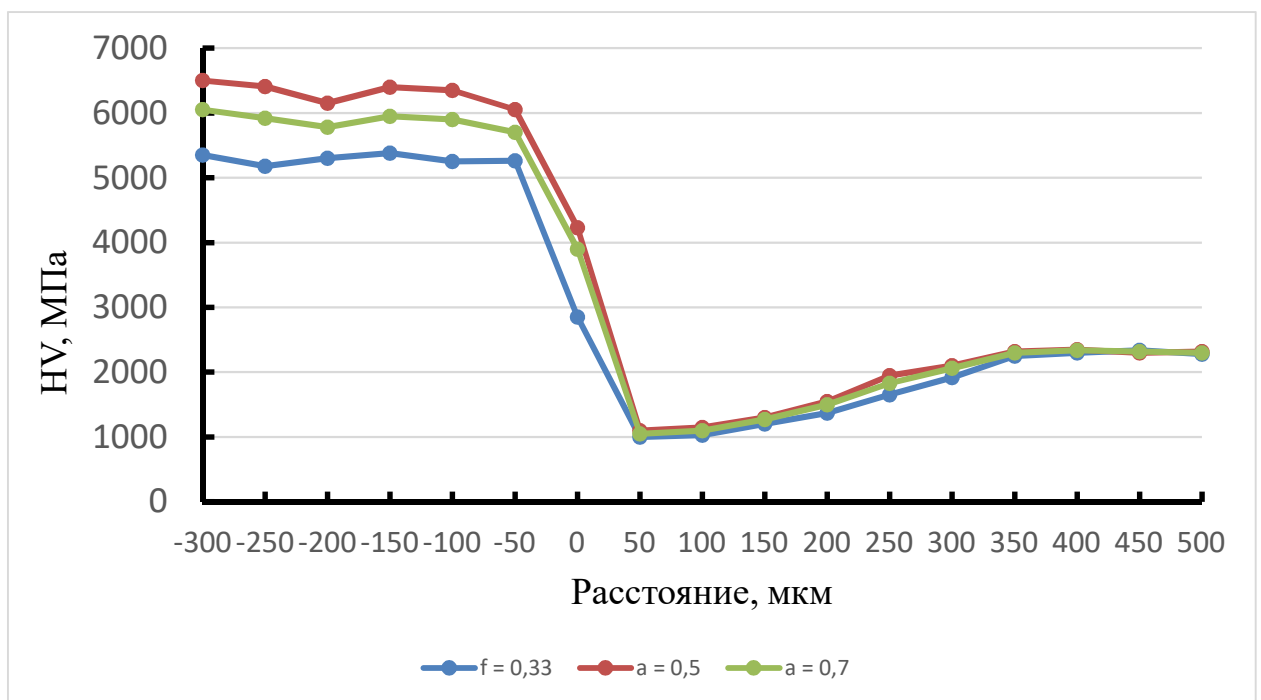


Рисунок 4.22 – Изменение микротвёрдости однослойного покрытия из порошка X25H10B8 в вертикальном направлении, отрицательные области соответствуют покрытию, положительные – подложке, область $Z=0$ мм – переход между покрытием и подложкой

Изменение микротвёрдости на всех образцах носит однообразный характер (рисунок 4.22). Покрытия обладают повышенным уровнем микротвёрдости относительно подложки (5200–6500 МПа), наблюдается снижение уровня микротвёрдости при движении к подложке до 2300 МПа. Самыми низкими значениями микротвердости отличается зона термического влияния.

Микротвёрдость двухслойного покрытия (рисунок 4.23) варьируется на границе покрытия и подложки с 6200 МПа (покрытие) до 2300 МПа (подложка) и ее значение выше на 800–930 МПа, чем микротвёрдость однослойного покрытия с аналогичным коэффициентом перекрытия валиков (рисунок 4.22).

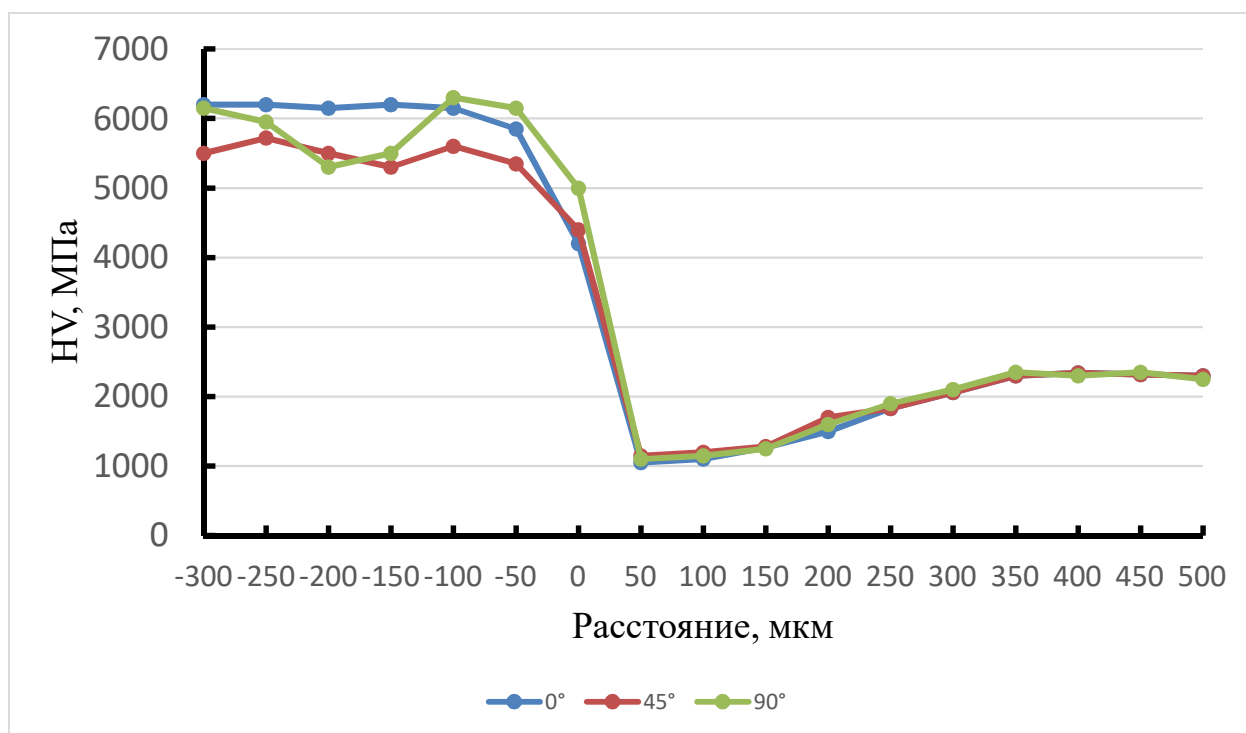


Рисунок 4.23 – Изменение микротвёрдости двухслойного покрытия в вертикальном направлении, отрицательные области соответствуют покрытию, положительные – подложке, область $Z=0$ мм – переход между покрытием и подложкой

Микротвёрдость (рисунок 4.23) варьируется на границе покрытия и подложки с 6200 МПа (покрытие) до 2300 МПа (подложка) и ее значение выше на 1000 МПа, чем микротвёрдость однослойного покрытия с аналогичным коэффициентом перекрытия валиков (рисунок 4.22). Следует отметить, что

микротвёрдость покрытия с параллельными валиками двух последовательных слоёв имеет более стабильную зависимость, без явных скачкообразных изменений. Ширина ЗТВ составляет ~ 350 мкм.

4.6. Исследование пористости наплавленных покрытий

Важным показателем качества наплавленного слоя является его пористость. Наличие пор в наплавленном слое покрытия может быть как необходимым, так и не желательным. Как правило, при нанесении покрытия, работающего в условиях агрессивных сред и интенсивного износа под действием механических нагрузок, пористость будет нежелательна, поскольку приводит к снижению прочностных свойств наплавленного покрытия и его устойчивость к локальному разрушению при знакопеременных и ударных нагрузках [105]. В этом случае поры становятся концентраторами напряжений и, в дальнейшем, микротрещин, способствующих разрушению покрытия.

Для определения степени пористости наплавленных поверхностных слоев применяли металлографический метод. Он основан на выявлении и анализе на поверхности нетравленного шлифа пор и определении их характеристик путем измерения геометрических размеров.

Исследования проводили на образцах размером 10x10 мм с толщиной наплавленного слоя не менее 1,0 мм. Количество шлифов для проведения исследований одного типа поверхностного слоя составляло не менее 5 штук. Место вырезки выбрали в центральной части образца на основании результатов визуального осмотра поверхности. Вырезку производили так, чтобы плоскость шлифа была перпендикулярна исследуемой поверхности.

Степень пористости наплавленного слоя определяли путем просмотра поверхности нетравленного шлифа под микроскопом при увеличении от 100х до 1000х в зависимости от размера исследуемых слоев. Определение доли пор в наплавленном слое и их размеров проводили с использованием линейного метода Розиваля. Изображение микроструктуры пересекают прямыми

линиями фиксированной длины, проходящими во всех направлениях исследуемой области шлифа. Измеряют и суммируют длины отрезков, проходящих через поры, попавшие в исследуемую область шлифа. Полученную сумму длин делят на общую длину секущей линии. Величину отрезков измеряли по микрофотографии с помощью масштабной линейки, непосредственно в поле зрения с помощью окуляр-микрометра микроскопа или с использованием программного обеспечения NIKON NIS-ELEMENTS. Общее число измерений линейным методом было в интервале 20–25, погрешность измерений не более 2–5%.

Результаты измерений пористости наплавленных слоев, полученных газопорошковой лазерной наплавкой порошка X25H10B8 представлены в таблице 4.8.

На продольных шлифах наплавленного слоя после обработки и полирования на глубину 300 мкм от исходной наружной поверхности наблюдались скопления мелких пор. По мере удаления от поверхности на глубину 275 мкм количество пор снижается до 0,3% и они становятся плохо различимыми на поверхности.

На поперечном шлифе поры преимущественного располагаются в верхней части наплавленного слоя. Ближе к линии сплавления наплавленного слоя с подложкой пористость практически полностью исчезает.

Таблица 4.8 – Значение пористости наплавленных слоев для материала X25H10B8

№	Степень пористости к площади наплавленного слоя, %	Средний диаметр пор, мкм	Примечания
Образец 1			
1	1,0	От 0,5 до 3,0 мкм при наличии отдельных пор 25–35 мкм	Продольный шлиф на глубине 300 мкм от исходной наружной поверхности шлифа
2	1,5		
3	1,3		
Образец 2			
1	0,1	от 0,1 до 1,5 мкм	Продольный шлиф на глубине 225 мкм от исходной наружной поверхности шлифа
2	0,3		
3	0,3		
Образец 3			
1	1,2	от 0,1 до 1,5 мкм	поперечный шлиф
2	2,0		
3	1,0		
Образец 4			
1	1,1	от 1 до 2 мкм, крупные поры от 12 до 40 мкм	поперечный шлиф
2	2,2		
3	1,0		

4.7. Остаточные напряжения в наплавленных образцах стали ВНЛ-3 порошковым материалом X25H10B8

Для оценки уровня остаточных напряжений, которые формируются при лазерной порошковой наплавке материала X25H10B8 на образцы из стали ВНЛ-3, использовались образцы, эскизы которых представлены на рисунке 4.24.

Наружная цилиндрическая поверхность подвергалась наплавке, максимальная толщина наплавленного слоя составляла 3,5 мм. Наплавку выполняли в среде защитных газов (аргон) порошковым материалом X25H10B8.

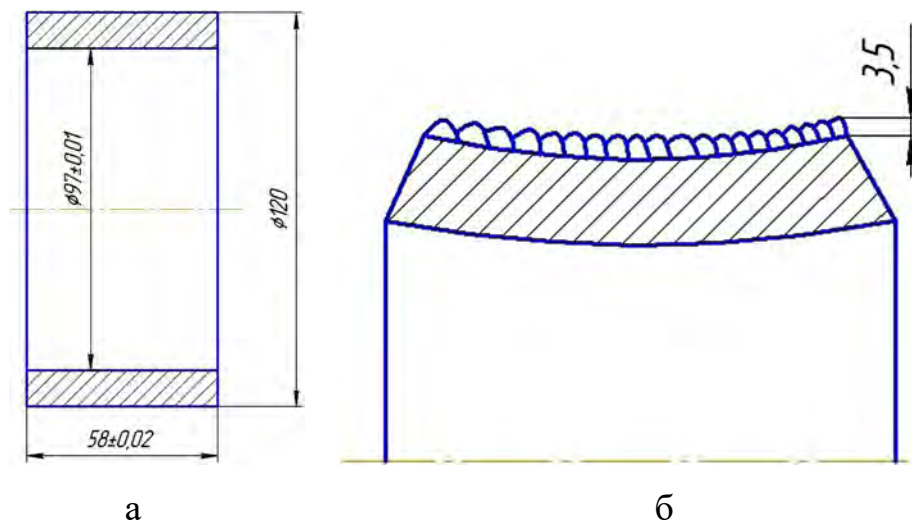


Рисунок 4.24 – Образец в исходном состоянии (а) и деформации образца, вызванные наплавкой

В двух образцах после наплавки определяли окружные остаточные напряжения упрощённым методом Н.Н. Давиденкова путем разрезки образцов [106, 107].

График распределения окружных остаточных напряжений приведен на рисунке 4.25.

Из рисунка 4.25 видно, что для образцов, наплавленных ручной аргонодуговой наплавкой, окружные остаточные напряжения в области, прилегающей к наружной поверхности подложки, являются растягивающими и их максимальные значения достигают 250 МПа, а вблизи поверхности наплавленного слоя являются сжимающими и их максимальные значения не превышают 230 МПа. Из рисунка 4.25 также следует, что применение лазерной газопорошковой наплавки существенно снизило уровень остаточных напряжений, где максимальные растягивающие напряжения не превышают 10 МПа.

В заключении следует отметить, что предложенный метод широкополосной газопорошковой лазерной наплавки снижения уровня остаточных напряжений может эффективно использоваться, особенно в случаях, когда есть ограничения по применению отжига наплавленного изделия.

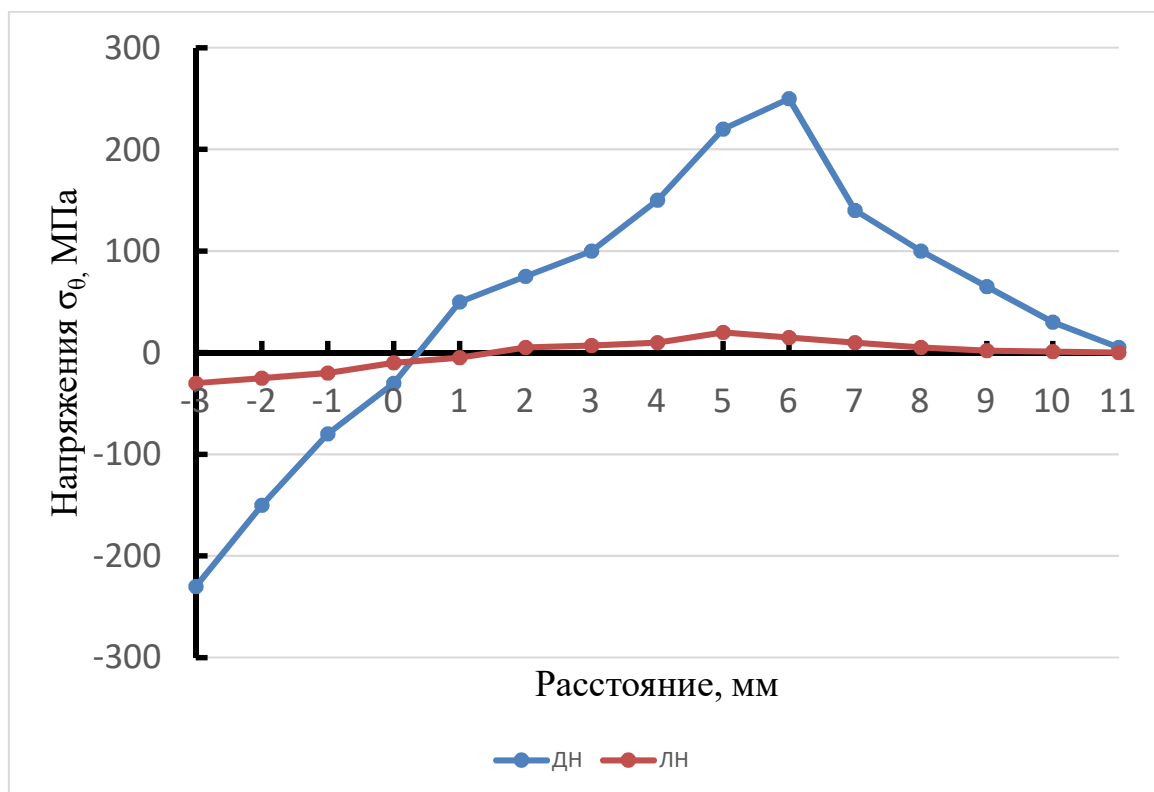


Рисунок 4.25 – Распределение остаточных напряжений в образцах стали ВНЛ-3: ДН – после ручной аргонодуговой наплавки; ЛН – после лазерной газопорошковой наплавки

4.8. Повышение коррозионной стойкости наплавленных покрытий

В данном разделе исследованию подверглись функциональные покрытия смеси двух порошков: стального X25H10B8 и Hогanas 2537 на основе кобальта. Следует учитывать, что в составе порошка X25H10B8 уже содержится порядка 7,5–8% кобальта. Наплавка осуществлялась на пластины из стали ВНЛ-3 толщиной 10 мм. Коэффициент перекрытия соседних валиков составил 0,7.

Полученные функциональные материалы подвергались испытанию на коррозионную стойкость по модернизированному методу согласно ГОСТ 6032–2003. Проводилась выдержка образцов в течение 8 ч в кипящем водном растворе, содержащем 50 г/дм³ CuSO₄ и 250 см³/дм³ H₂SO₄. Учитывая, что

образцы из углеродистых и низколегированных сталей в процессе испытаний на межкристаллитную коррозию, претерпевают значительное разрушение, при проведении сравнительных коррозионных исследований был выбран более «мягкий» режим испытаний.

Образцы выдерживались в течение 8 ч в кипящем водном растворе, содержащем 120 г/дм³ CuSO₄ и 120 см³/дм³ H₂SO₄. Испытания выполнялись в колбе с обратным холодильником. На дно колбы для создания окислительно-восстановительного потенциала равного +0,1 В была насыпана медная стружка. Образцы были помещены в колбу таким образом, чтобы исключить их соприкосновение друг с другом. Определение скорости коррозии V_k образцов проводилось по показателю потери их массы после выдержки в кипящем водном растворе. Образцы взвешивались с точностью $\pm 0,01$ мг на электронных аналитических весах GR-202.

В соответствии с ГОСТ 6032-2003 стойкость к коррозии может быть определена по средней скорости коррозии V_k [г/(м² ч)], рассчитываемой по формуле (4.1):

$$V_k = \frac{\Delta m_i}{S \cdot t} \quad (4.1)$$

где Δm_i – потеря массы i -ого образца (г) за цикл выдержки в растворе, S – площадь испытываемой поверхности (см²), t – продолжительность испытаний в данном цикле ($t = 8$ ч).

Гистограмма на рисунке 4.26 наглядно демонстрирует влияние содержания порошка на основе кобальта на коррозионную стойкость покрытия. Образец с нулевым содержанием порошка на основе кобальта разрушился после испытаний. Видно, что при увеличении процентного содержания порошка на основе кобальта, скорость коррозии резко падает. Ниже на рисунке 4.27 представлены микроструктуры образцов после коррозионных испытаний.

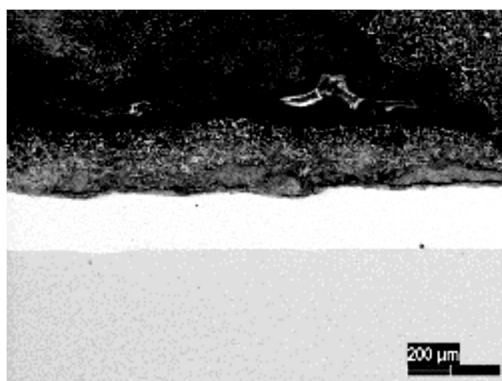
Структура всех функциональных наплавленных покрытий с различным содержанием кобальта ячеистая. Никаких выделений по границам зерен не

установлено. На всех покрытиях практически отсутствует ЗТВ. Трещин, отслоений и пор по границам подложка-покрытие не обнаружено.

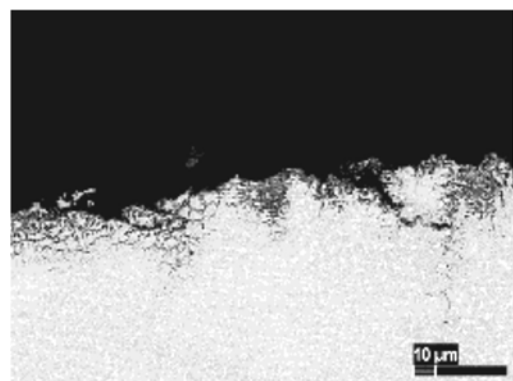
При нанесении стального порошка X25H10B8 граница подложки и наплавленного слоя ровная, а при нанесении смеси порошков (начиная с 10% кобальта) граница подложки и покрытия становится волнообразной. Для всех образцов имеет место межкристаллитная коррозия.



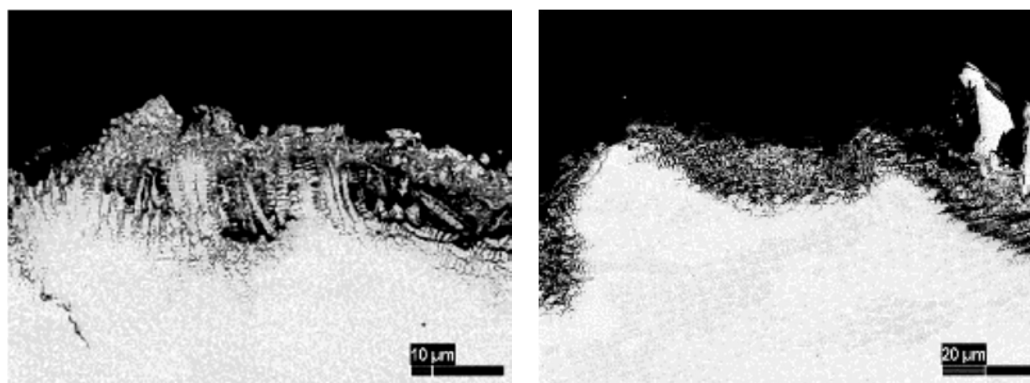
Рисунок 4.26 – Зависимость скорости межкристаллитной коррозии покрытия от содержания кобальта в наплавленном слое



а



б



В

Г

Рисунок 4.27 – Макроструктура обосле коррозионных испытаний с различным содержанием кобальта в покрытии: а – 8 мас. %; б – 9 мас.%; в – 10 мас. %; г – 12 мас. %

4.9. Влияние добавок флюса в порошок X25H10B8 на формирование наплавленного слоя

При газопорошковой наплавке параллельными валиками с перекрытием 0,66–0,72 между валиками имеет место занижение поверхности наплавки (рисунок 4.8). На ряде изделий это требует применения дополнительной механической обработки для получения наплавленного слоя одинаковой толщины.

Альтернативным путем решения указанной проблемы является применение добавок флюсов в наплавляемый порошок. В качестве такого флюса может быть применена бура $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$. В проводимых исследованиях буру подавали в качестве дополнительного компонента в количестве 1–12% в питатель для подачи порошка в наплавочную головку.

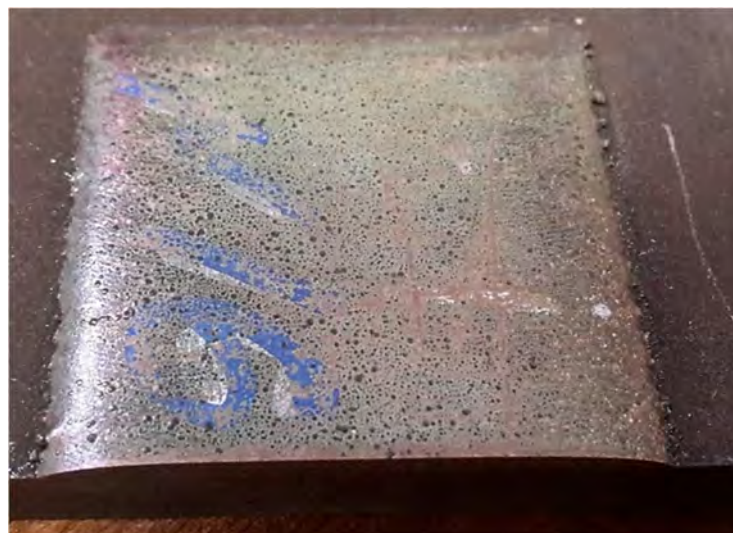
Эксперименты показали, что при введении в наплавляемый порошок X25H10B8 около 7 масс.% буры $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ наблюдается формирование ровной поверхности наплавленного слоя без границы между отдельными наплавленными валиками (рисунок 4.28).



а



б



в

Рисунок 4.28 – Внешний вид наплавленных слоев X25H10B8 на сталь ВНЛ-3:
а – узкими валиками; б – широкополосная наплавка со сканированием лазерного луча; в – широкополосная наплавка с добавлением 7 масс.% буры в наплавляемый порошок

Введение флюса в наплавляемый порошок приводит к снижению твердости слоя наплавки (рисунок 4.29). С увеличением количества введенного флюса в наплавляемый порошок отмечается тенденция к снижению твердости наплавленного покрытия, хотя при содержании флюса на уровне 5–7 мас.% это снижение еще не столь существенно.

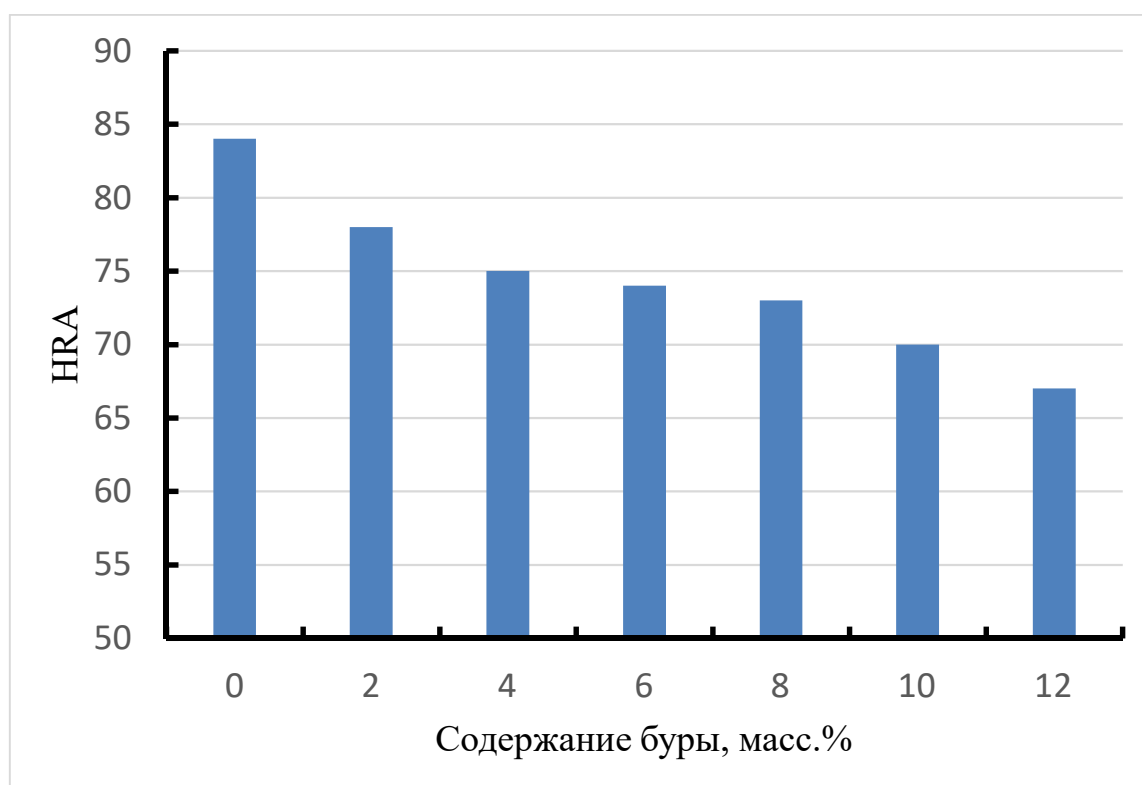


Рисунок 4.29 – Влияние содержания буры в наплавляемом порошке X25H10B8 на твердость наплавленного слоя

Причины такого влияния содержания флюса на твердость наплавленного слоя установить не удалось. Можно предположить, что флюс способствует раскислению металла наплавленного слоя, снижению в нем содержания твердых оксидов молибдена и кобальта, что в конечном итоге приводит к снижению твердости слоя наплавки.

4.10. Исследование процессов высокотемпературного изнашивания наплавленных слоев порошком X25H10B8, выполненных лазерной газопорошковой наплавкой

Целью проводимых исследований являлось определение износостойкости образцов стали ВНЛ-3, наплавленных газопорошковой наплавкой сплавом X25H10B8.

Испытаниям были подвергнуты образцы в виде дисков диаметром 65 мм и толщиной 10 мм из стали ВНЛ-3, на поверхность которых ручной аргонодуговой наплавкой был наплавлен слой из сплава X25H10B8 толщиной 2,5–3 мм.

Наплавка выполнялась без последующей термообработки на полностью термообработанный и газостатированный материал ВНЛ-3.

Испытания проводились в соответствии с методикой, изложенной в разделе 3.5 главы 3 диссертации.

Испытания при комнатной температуре позволили получить исходные базовые значения коэффициента трения для наплавленных образцов, который составил 0,29–0,32 для варианта ручной аргонодуговой наплавки и 0,24–0,26 – для лазерной газопорошковой наплавки. Массовый износ наплавленных ручной аргонодуговой сваркой образцов без дефектов в наплавленном слое при полном цикле испытаний в условиях нормальной температуры (20 °C) был на уровне 55,8 мг. Для образцов, полученных лазерной газопорошковой наплавкой в тех же условиях отмечается снижение износа до 50,3–52,1 мг.

В условиях сухого трения при комнатной температуре для обоих исследуемых вариантов получения наплавленного слоя величина износа на всем пути трения от 10 до 200 м величина износа примерно постоянная (рисунок 4.30). Однако следует отметить, что для варианта газопорошковой лазерной наплавки величина износа на протяжении всего пути ниже в среднем примерно на 12–16%.

В процессе проведения испытаний получена зависимость массового износа наплавленных образцов от температуры испытаний (рисунок 4.31). Установлено, что примерно до температуры испытаний 350–400 °С наблюдается примерно одинаковый износ как для образцов, выполненных ручной аргонодуговой наплавкой, так и газопорошковой лазерной наплавкой. Дальнейшее увеличение температуры испытаний приводит к увеличению массового износа, значение которого наиболее интенсивно увеличивается начиная с температуры нагрева испытуемых образцов и контртела до температуры 650 °С (рисунок 4.13).

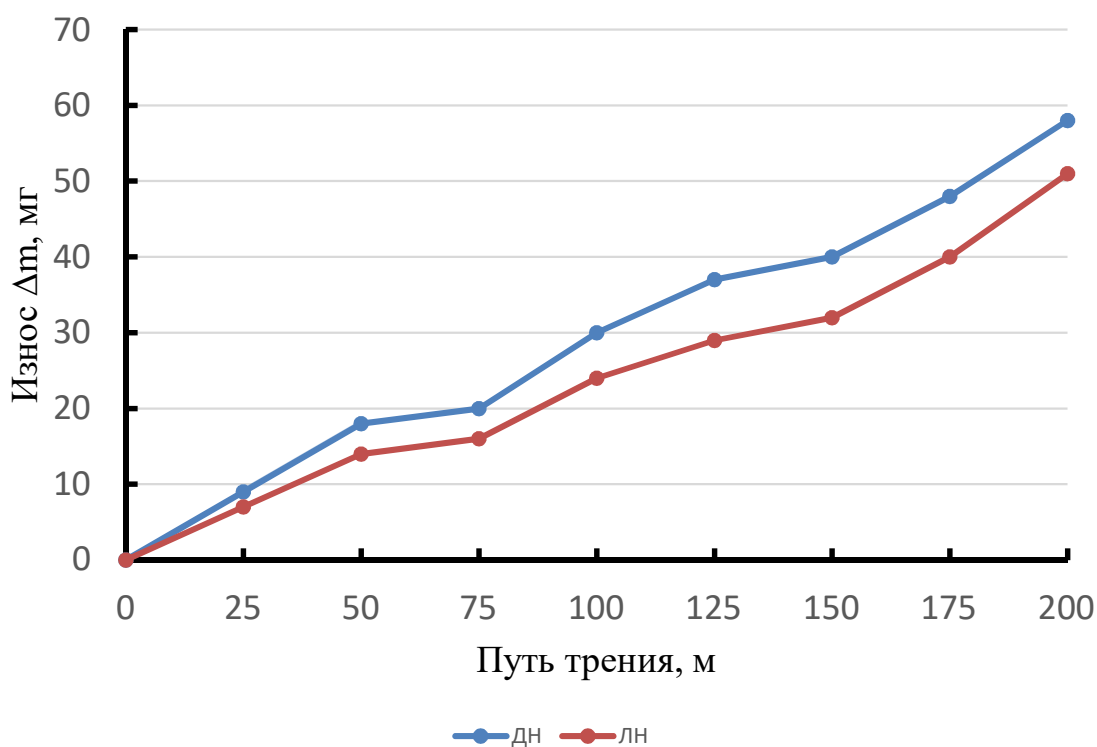


Рисунок 4.30 – Зависимость износа от пути трения для наплавленных образцов на сталь ВНЛ-3: ДН – ручная аргонодуговая наплавка; ЛН – лазерная газопорошковая наплавка

Наибольшая величина износа отмечена для температуры испытания 900 °С и составила 567,4 мг для варианта ручной аргонодуговой наплавки. Обращает на себя внимание тот факт, что при высоких температурах нагрева величина износа для образцов, наплавленных лазерной газопорошковой

наплавкой, ниже, чем образцов, полученных ручной аргонодуговой наплавкой. По-видимому, это связано с более мелкозернистой структурой материала наплавленного слоя, который при лазерной наплавке формируется в условиях высоких скоростей нагрева и охлаждения.

Для проведения испытаний наплавленного металла использована установка (рисунок 4.32), принцип действия которой основан на ускорении абразивных частиц потоком сжатого воздуха и их соударении с поверхностью образца металла, расположенного под углом 30° .

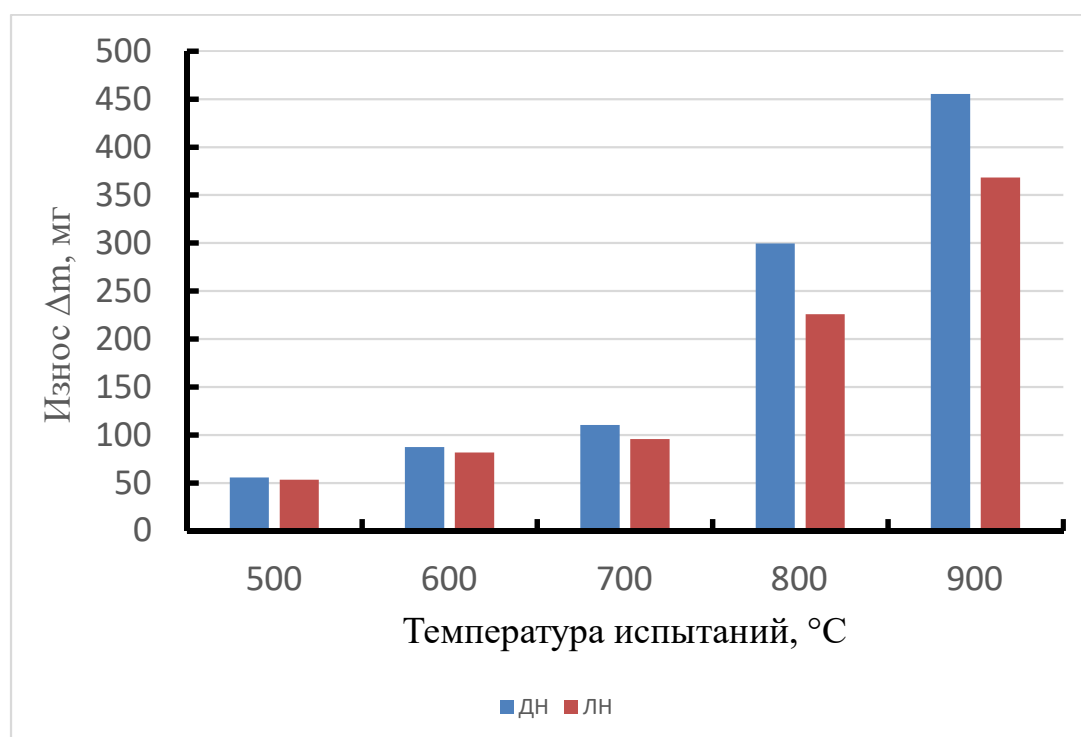


Рисунок 4.31 – Массовый износ наплавленных образцов стали ВНЛ-3 в зависимости от температуры испытаний (материал наплавленного слоя Х25Н10В8, частота вращения контртела 310 об/мин, удельное давление в трибологическом контакте $0,6 \cdot 10^6$ Па): ДН – ручная аргонодуговая наплавка; ЛН – лазерная газопорошковая наплавка



Рисунок 4.32 – Установка для испытаний на газоабразивное изнашивание [108]:

1 – герметичная испытательная камера; 2 – система подачи абразивного материала; 3 – блок управления плазмотроном; 4 – система подачи плазмообразующих газов; 5 – система воздухоочистки; 6 – станина

Образец нагревали проходящим через него током от сварочного источника ВСВУ-400. Поток воздуха, содержащего частицы кварцевого песка со средним размером 400 мкм, подогревали струей аргоно-азотной плазмы, генерируемой плазмотроном, питающимся от источника тока ВСВУ-400 [109]. Варьирование скорости соударения абразива с поверхностью исследуемого образца осуществляется за счет изменения давления воздуха на входе в сопло в диапазоне от 0,2 до 0,6 МПа, что позволяет в широких пределах управлять кинетической энергией абразивных частиц. При испытаниях давление устанавливали равным 0,3 МПа.

Испытания на изнашивание через абразивную прослойку при температуре 500 °С проводили на лабораторной установке [110, 111], состоящей из вращающегося контртела, на поверхности которого находится абразивная масса (смесь электрокорунда и железной окалины в соотношении 1:1 с размером частиц 100...250 мкм), и прижатого к нему неподвижного образца металла, закрепленного в токоподводящем держателе (рисунок 4.33).

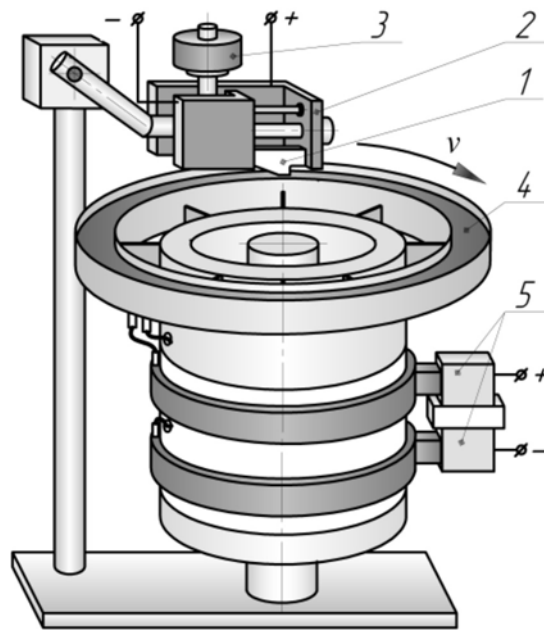


Рисунок 4.33 – Принципиальная схема установки для испытаний на абразивное изнашивание:

1 – образец для испытаний; 2 – токоподводящий держатель; 3 – груз; 4 – контртело с нагревателем; 5 – скользящие токоподводы; v – направление вращения контртела

Нагрев контртела (кольцо из стали ШХ15) осуществлялся посредством электрического нагревателя сопротивления, расположенного под ним и запитанного через скользящие токоподводы от источника постоянного тока. Образец, закрепленный в медном токоподводящем держателе, нагревался за счет проходящего через него тока от сварочного источника.

В результате проведенных экспериментов установлено, что на изношенной поверхности образца металла располагаются лунки размером 30...80 мкм, сформировавшиеся в результате многократного воздействия абразивных частиц.

С использованием ионного травления поверхности металла на глубину до 30 мкм получены поперечные сечения лунок, анализ которых показал, что в результате высокоскоростного соударения с абразивной частицей металл подвергается пластической деформации с образованием микростружки (рисунок 4.34).

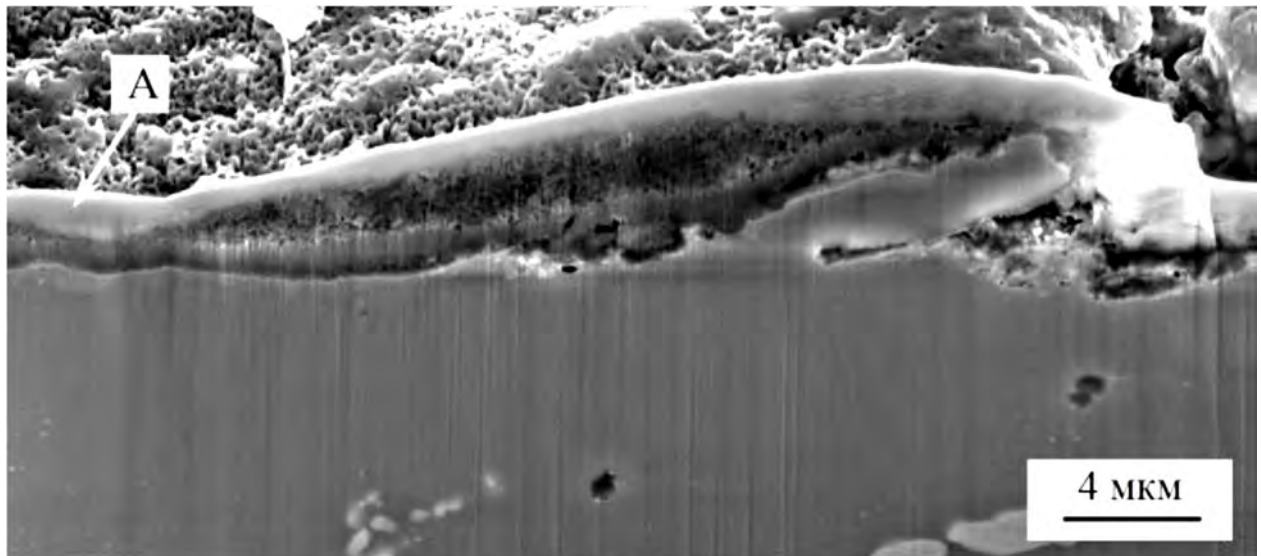


Рисунок 4.34 – Сечение поверхностного слоя образца наплавленного металла X25H10B8 после испытания на газоабразивное изнашивание при температуре 1000 °С (А – напыленный слой платины)

Причем степень деформации, достаточная для проскальзывания и поворота микрообъемов кристаллов, достигается в поверхностном слое толщиной до 2,5 мкм, что проявляется в появлении характерной полосчатой структуры металла (полос сброса). Исследование сечений поверхностного слоя на обратной стороне испытанного образца металла наличие подобной структуры не выявило.

Таким образом, небольшая глубина внедрения абразивных частиц в поверхность металла при малых углах атаки газоабразивного потока обуславливает определенные требования к структуре износостойкого сплава. Первостепенное значение приобретает твердорастворный, а также интерметаллидный механизм упрочнения металла ультрадисперсными твердыми фазами, равномерно распределенными в микрообъемах твердого раствора.

Установлено, что помимо абразивного износа, поверхность металла подвергается окислительному изнашиванию вследствие высокотемпературного взаимодействия с кислородом воздуха. При этом формируются гетерогенные слои оксидов толщиной от 0,5 до 2 мкм.

В результате проведенных испытаний при температуре нагрева 500 °С установлено высокое сопротивление абразивному износу образцов, наплавка которых выполнена лазерной газопорошковой наплавкой (рисунок 4.35). При этом даже в случае применения порошка с добавлением 7% буры снижением массы образцов меньше, чем при ручной аргодуговой наплавке.

На рисунке 4.36 представлены снимки поверхностей износа со сканирующего электронного микроскопа, на которых прослеживаются различия типа разрушения и ширины полос износа.

В отличие от наплавленного слоя, полученного при лазерной газопорошковой наплавке, у покрытия, выполненного ручной аргодуговой наплавкой, наблюдается отделение фрагментов покрытия с поверхности, а также ширина полос износа на порядок больше.

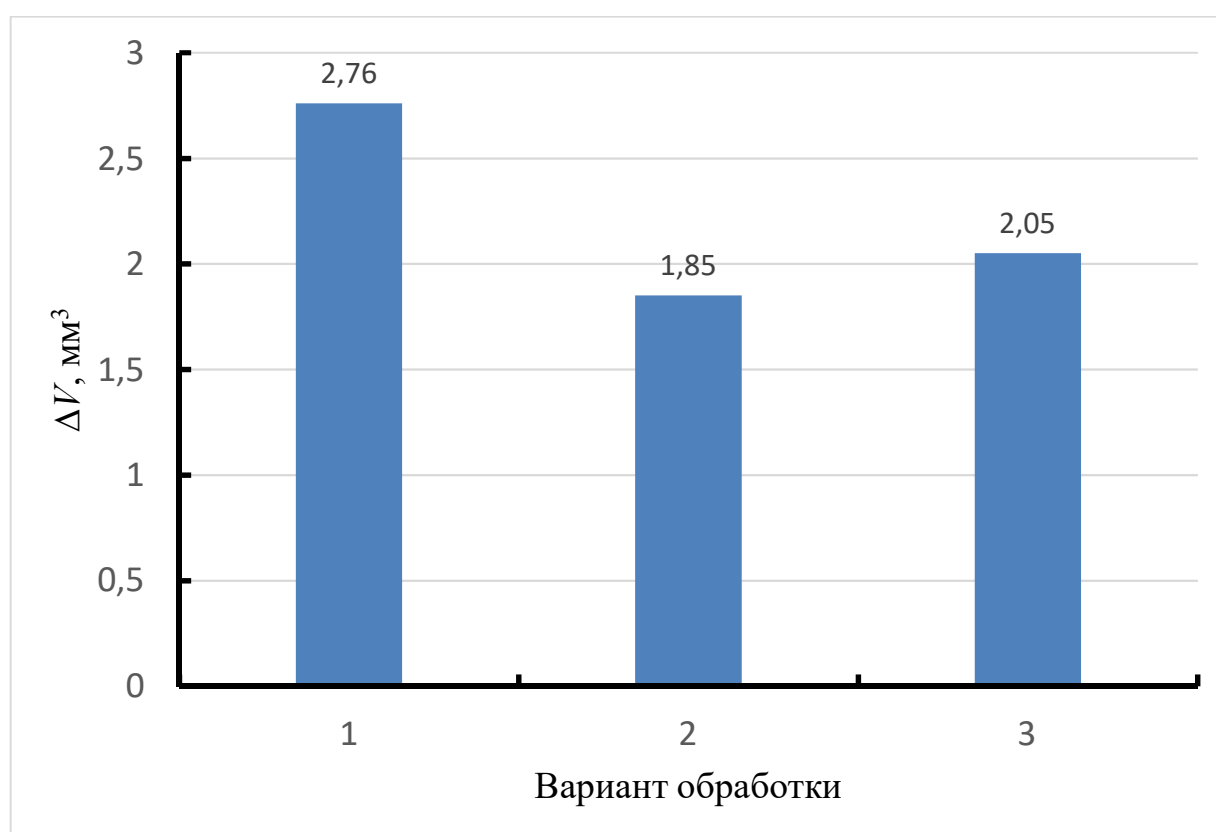


Рисунок 4.35 – Потеря массы образцов наплавленных образцов после испытаний на абразивное изнашивание при температуре 500 °С:
 1 – ручная аргодуговая наплавка сплава X25H10B8; 2 – лазерная газопорошковая наплавка сплава X25H10B8; 3 – лазерная газопорошковая наплавка сплава X25H10B8 с добавлением 7% масс. буры

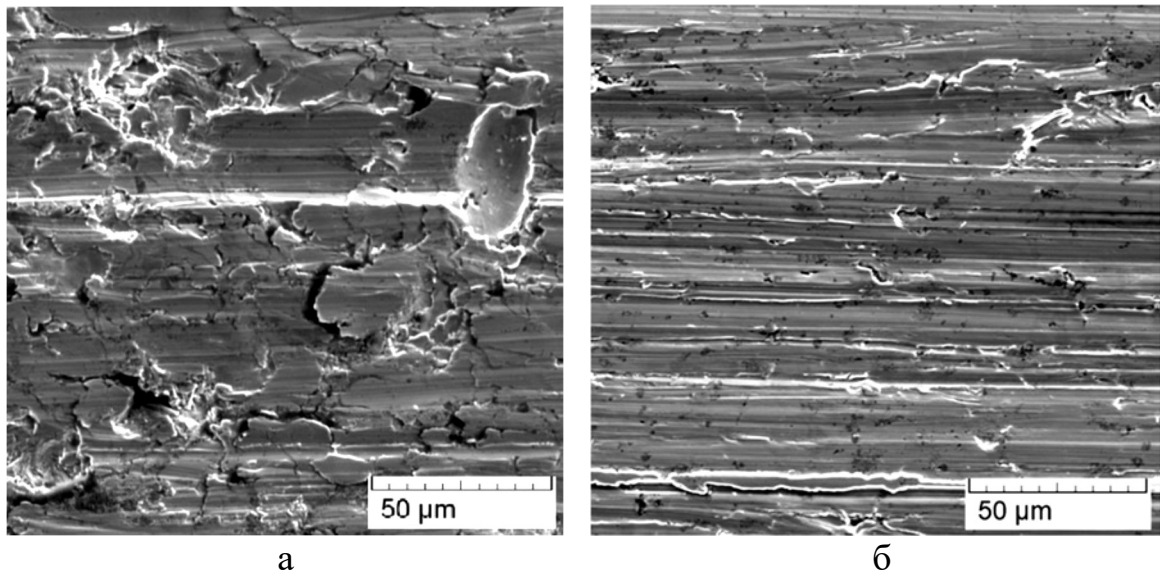


Рисунок 4.36. Изображения поверхности износа:
 а – образец, полученный ручной аргодуговой наплавкой; б – образец, полученный лазерной газопорошковой наплавкой

Выводы к главе 4

В результате проведения экспериментальных исследований процесса газопорошковой лазерной наплавки сплава X25H10B8 на сталь ВНЛ-3 с коаксиальной подачей газопорошковой струи для получения наплавленных слоев установлено:

1. Выявлено влияние основных параметров процесса лазерной газопорошковой наплавки на формирование наплавленных валиков. Так снижение скорости перемещения лазерного излучения способствует уменьшению ширины единичного валика при увеличении степени перемешивания наплавленного металла. При значении скорости наплавки порядка 9,5–11,0 мм/с при постоянной мощности излучения $P = 2500$ Вт и расходе порошка $F = 8$ г/мин можно получить валики с требуемыми геометрическими характеристиками.

2. Установлено, что высота наплавленного валика увеличивается при увеличении мощности лазерного излучения. Увеличение мощности лазерного излучения также вызывает увеличение глубины проплавления подложки. Полученный результат свидетельствует о существовании некоторого

критического значения мощности лазерного луча, что начиная с некоторого значения мощности лазерного излучения наблюдается расплавление всей порции порошка и дальнейшее повышение мощности лазерного излучения ведет только к подплавлению подложки.

3. Результаты исследования микроструктуры и распределения легирующих элементов в наплавленных валиках показали, что с увеличением мощности лазерного излучения с 2200 Вт до 2800 Вт коэффициент перемешивания наплавленного металла и подложки увеличивается.

4. На основе анализа полученных зависимостей был определен рациональный диапазон изменения основных параметров лазерной порошковой наплавки при расходе порошка 6–8 г/мин и соотношении $H < 0,5L$: мощность лазерного излучения 2500–2600 Вт, скорость наплавки 11–12,5 мм/с. Перекрытие соседних валиков составило 0,25–0,30. При этом ширина зоны термического влияния не превышает 350 мкм.

5. Исследование макро- и микроструктуры наплавленных слоев показали, что они имеют игольчатое строение с хаотическим направлением роста кристаллов. Проявляется поперечное сечение столбчатых дендритов. После окончательного затвердевания свободные дендриты соприкасаются между собой. Кристаллы имеют центральную ось шириной в пределах 1–2 мкм, длина которой варьируется от 5 до 30 мкм. Эта ось по всей длине пересекается множеством двойников с расстоянием друг от друга от 1 до 2 мкм. Структура сплава аустенитно–ледобуритная с включениями сложных карбидов на основе хрома и кобальта с размерами в пределах 1–3 мкм.

6. Измерение химического состава на всех покрытиях показало, что покрытие с перекрытием $k = 0,35$ в верхней части наплавки и в её центре содержит ~66,5% железа, с перекрытием $k = 0,5$ – 62,8%, с перекрытием $k = 0,72$ – 58,9%.

7. Микроструктура двухслойных покрытий имеет слоистую структуру. Можно чётко различить последовательно наплавленные слои: верхняя часть – вытянутые к поверхности дендритные зерна, нижняя часть – равноосная

ячеистая. Граница подложки и покрытия чёткая, нет отслоений, трещин и пористости. Общая толщина покрытия ~3,5 мм.

8. Покрытия обладают повышенным уровнем микротвёрдости относительно подложки (5200–6500 МПа), наблюдается снижение уровня микротвёрдости при движении к подложке до 2300 МПа. Самыми низкими значениями микротвердости отличается зона термического влияния. Микротвёрдость двухслойного покрытия варьируется на границе покрытия и подложки с 6200 МПа (покрытие) до 2300 МПа (подложка) и ее значение выше на 800–930 МПа, чем микротвёрдость однослойного покрытия с аналогичным коэффициентом перекрытия валиков.

9. Установлено, что в наплавленных слоях ряда образцов наблюдаются поры, произвольно расположенные в плоскости шлифа. Они преимущественно располагаются в верхней части наплавленного слоя. Ближе к линии сплавления пористость практически полностью исчезает. Размер пор колеблется в диапазоне 0,5–3,5 мкм, хотя встречаются отдельные поры диаметром до 55 мкм.

10. Испытания при комнатной температуре позволили получить исходные базовые значения коэффициента трения для наплавленных образцов, который составил 0,29–0,32 для варианта ручной аргонодуговой наплавки и 0,24–0,26 – для лазерной газопорошковой наплавки. Массовый износ наплавленных ручной аргонодуговой сваркой образцов без дефектов в наплавленном слое при полном цикле испытаний в условиях нормальной температуры (20 °С) был на уровне 55,8 мг. Для образцов, полученных лазерной газопорошковой наплавкой в тех же условиях отмечается снижение износа до 50,3–52,1 мг.

11. Наибольшая величина износа отмечена для температуры испытания 900 °С и составила 567,4 мг для варианта ручной аргонодуговой наплавки. Обращает на себя внимание тот факт, что при высоких температурах нагрева величина износа для образцов, наплавленных лазерной газопорошковой наплавкой, ниже, чем образцов, полученных ручной аргонодуговой

наплавкой. По-видимому, это связано с более мелкозернистой структурой материала наплавленного слоя, который при лазерной наплавке формируется в условиях высоких скоростей нагрева и охлаждения.

Глава 5. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ ГАЗОПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ БАШМАКА ТОРМОЗНОГО УСТРОЙСТВА

5.1. Исследование качества наплавки порошка сплава X25H10B8 на сталь ВНЛ-3

Настоящий отчет составлен по результатам исследования качества наплавки порошка X25H10B8 на образце из стали ВНЛ-3, выполненной на лазерном центре. Работа выполнена для подтверждения режима наплавки применительно к изготовлению и ремонту башмака тормозного устройства.

Материал образца – сплав ВНЛ-3, материал порошка – сплав X25H10B8, грануляция порошка – 45...90 мкм.

Лазерная наплавка LMD проводилась в среде аргона (ГОСТ 10157–79). Подача порошка проводилась в среде гелия (ТУ 51-940–80). Расход аргона и гелия 7 и 4 л/мин соответственно.

Наплавка на образец выполнена в 4 слоя 5 дорожек по двум режимам. Термическая обработка после наплавки не проводилась. Параметры режима лазерной газопорошковой наплавки приведены в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Основные параметры режима газопорошковой наплавки башмака тормозного устройства

Номер режима	Мощность излучения P , Вт	Скорость перемещения лазерного пятна V , мм/с	Расход порошка F , г/мин	Расход аргона Q , л/мин
1	2500	12,0	18,0	7
2	2800	14,0	18,0	7

Качество наплавки порошка X25H10B8 на образце из сплава ВНЛ3 по режиму №1 неудовлетворительное по наличию несплавлений между слоями и по границе наплавки с материалом образца. Трещин в материале наплавленных слоев и в ЗТВ не обнаружено (рисунок 5.1).



Режим 2

Режим 1

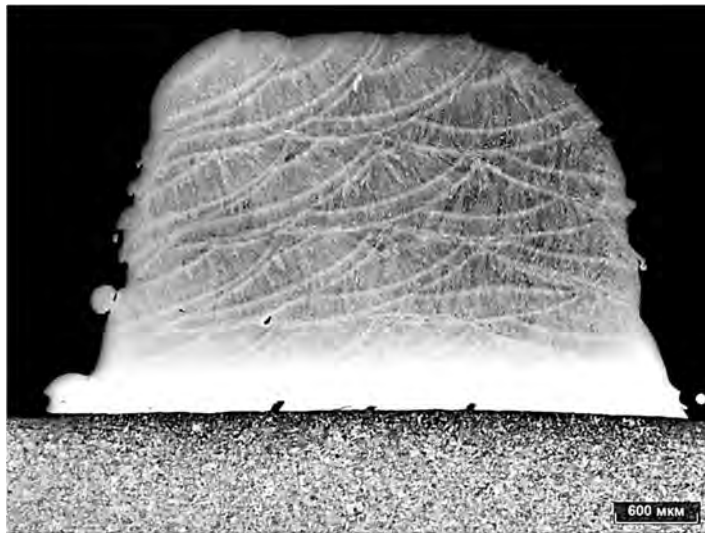
Рисунок 5.1 – Вид наплавки порошка X25H10B8 на образце из стали ВНЛ-3

Качество наплавки порошка X25H10B8 на образце из стали ВНЛ-3 по режиму №2 удовлетворительное, трещин в материале наплавленных слоев и в ЗТВ не обнаружено. Участков несплавления между слоями и по границе наплавки с материалом образца не выявлено.

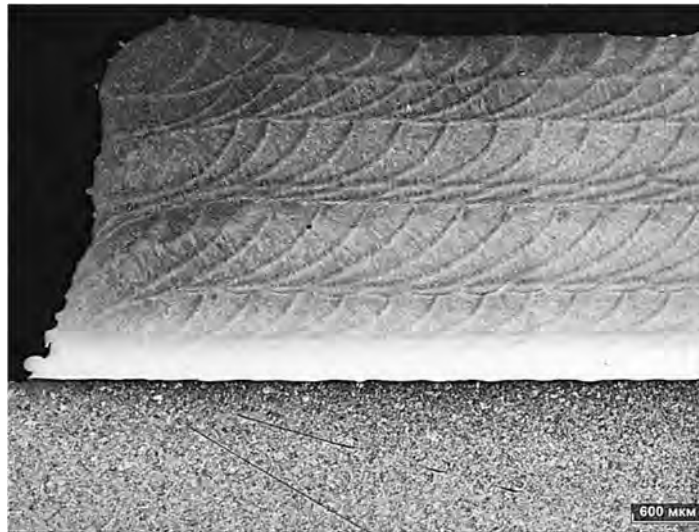
Металлографическим анализом установлено, что в материале наплавки по режиму №1 выявлены несплавления между слоями и по границе наплавки с материалом образца. Трещин в материале наплавленных слоев и в ЗТВ не обнаружено. Наплавленные слои сформированы стабильно по ширине и высоте. Суммарная высота наплавки составляет 2,84 мм, глубина ЗТВ – до 0,3 мм. Объемная доля пор в материале наплавки 0,13 % с максимальным размером пор 37 мкм. Твердость материала наплавки 53...54,4 HRC (рисунок 5.2).

В материале наплавки по режиму №2 несплавлений между слоями и по границе наплавки с материалом образца не имеется. Трещин в наплавленных слоях и в ЗТВ не обнаружено. Наплавленные слои сформированы стабильно по ширине и высоте. Суммарная высота наплавки составляет 2,2 мм, глубина ЗТВ – до 0,3 мм. В материале наплавки выявлены единичные поры размером до 20 мкм. Твердость материала наплавки 53,48...54,9 HRC (рисунок 5.3).

Режим №2 был использован при наплавке опытной партии башмаков тормозных устройств.

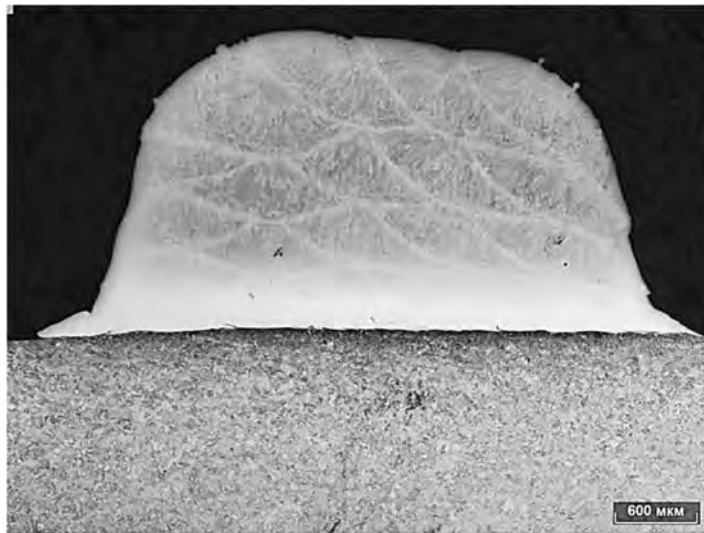


а

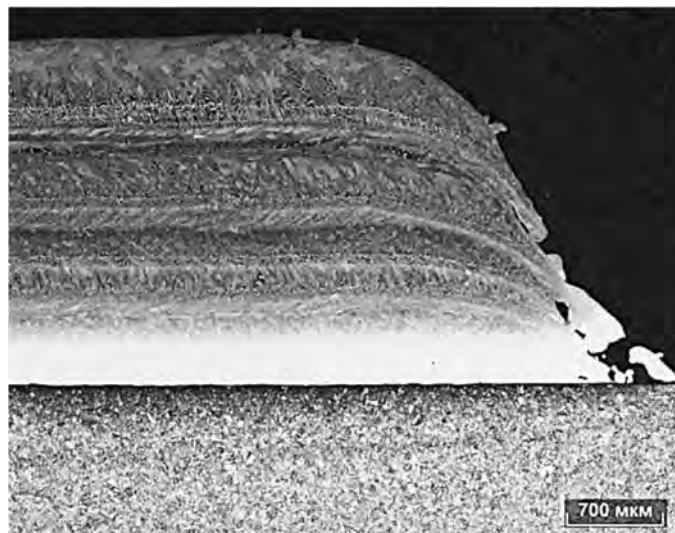


б

Рисунок 5.2 – Микроструктура наплавленного слоя порошка X25Ni10V8 на поверхности образца из стали ВНЛ-3, выполненном на режиме №1: а – поперечный шлиф; б – продольный шлиф



а



б

Рисунок 5.3 – Микроструктура наплавленного слоя порошка X25H10B8 на поверхности образца из стали ВНЛ-3, выполненном на режиме №2: а – поперечный шлиф; б – продольный шлиф

5.2. Результаты лазерной газопорошковой наплавки опытной партии башмаков

Были выполнены сравнительные наплавки башмаков тормозного устройства по существующей и предлагаемой технологиям. В соответствии с существующей технологией наплавку производят посредством ручной аргонодуговой сварки с применением прутков из сплава X25H10B8.

Перед наплавкой башмак устанавливают в специальном приспособлении, как это показано на рисунке 5.4. Фиксацию осуществляют по проушинам и технологическому припуску.



Рисунок 5.4 – Фиксация башмака по проушинам перед ручной аргонодуговой наплавкой

Перед наплавкой башмак вместе с приспособлением помещается в печь, где осуществляется его нагрев до температуры 180–200 °С. Затем выполняют наплавку износостойкого слоя с контролем высоты наплавки по специальному шаблону. Наплавку осуществляют в один слой узкими валиками за 6–7 проходов.

После каждого прохода производится зачистка наплавленного слоя металлической щеткой.

При наличии перерыва в наплавке длительностью более 10 минут башмак вместе с приспособлением помещается в печь, нагретую до 180–200 °С.

Ориентировочный режим наплавки: и 160–200 А; расход аргона 10–12 л/мин; диаметр наплавляемого прутка 3–6 мм. При завершении наплавки каждого слоя осуществлять плавное гашение дуги без формирования кратера.

После завершения процесса наплавки башмак вместе с приспособлением помещается в нагретую до 180–200 °С печь, выдерживается при данной температуре 3 часа и затем охлаждается с печью до комнатной температуры. После полного охлаждения башмак освобождается от фиксирующих элементов приспособления.

Наплавленный башмак с помощью ручной аргодуговой наплавки показан на рисунке 5.5.



Рисунок 5.5 – Башмак после ручной аргодуговой наплавки

Наплавку осуществляют сменяя друг друга два сварщика, работающие в сложных условиях. Производственный опыт показал, что одну смену по описанной технологии два сварщика могут изготовить только один башмак. Кроме того, требуется наличие печи, постоянно нагретой до 180–200 °С.

Газопорошковой лазерной наплавкой со сканирование луча на режиме (мощность излучения 2800 Вт, скорость сканирования лазерного луча 18 мм/м, расход порошка 18 г/мин) при наплавке в 4 слоя были получены башмаки тормозного устройства, показанные на рисунке 5.6.

Наплавка осуществлялась без использования зажимного приспособления с контролем температуры тела башмака с помощью пирометра.



Рисунок 5.6 – Башмак после широкополосной лазерной газопорошковой наплавки

Измерения температуры нагрева башмака показали, что на расстоянии 10 мм от границы наплавленного слоя ее величина не превышает 85–90 °С.

Измерение расстояния между проушинами показало, что несмотря на то, что наплавка выполнялась без приспособления, оно полностью соответствовало требованиям чертежа.

Проведенные эксперименты также показали, что по предлагаемой технологии полное время, затрачиваемое на лазерную порошковую наплавку одного башмака, составляет 45–57 минут в зависимости от режима наплавки. Термической обработки изделия после наплавки не требуется.

По существующей и предлагаемой технологии были наплавлены по 5 башмаков тормозного устройства, которые затем поступили на стендовые испытания, полностью имитирующие условия эксплуатации.

5.3. Результаты стендовых испытаний

Наплавленные башмаки по обеим технологиям были установлены в испытательном стенде и испытаны при нагрузках, соответствующих эксплуатационным. Было установлено, что на башмаках, полученных ручной

аргонодуговой наплавкой, заметный износ наплавленного слоя наступает начиная с 50 циклов испытаний и наплавленный слой полностью стирается после 58–60 циклов (рисунок 5.7).



Рисунок 5.7 – Рабочая поверхность башмака в зоне наплавки после 60 циклов нагружения (ручная аргонодуговая наплавка)

Испытания башмаков в аналогичных условиях, наплавленных лазерной газопорошковой наплавкой, показали, что полный износ наплавленного слоя у них наступил после 74 циклов испытаний.

В пользу предлагаемой технологии наплавки башмаков также свидетельствует то факт, что при выполнении опытной партии изделий ни на одном из них не было обнаружено дефектов в виде трещин.

Предлагаемая технология может быть также успешно применена для восстановления башмаков, бывших в эксплуатации, до требуемых геометрических параметров наплавленного слоя.

Выводы к главе 5

1. Уточнены режимы лазерной газопорошковой наплавки сплава Х25Н10В8 применительно к изделию типа башмак тормозного устройства из стали ВНЛ-3. Определен диапазон изменения основных параметров режима, обеспечивающие многослойную наплавку без дефектов в виде несплавлений на границе наплавленный слой–подложка.

2. Выполнена газопорошковая лазерная наплавка опытной партии башмаков. Показано, что при данном процессе наплавки температура нагрева тела башмака не превышает 85–90 °С, а время изготовления одного изделия 45–57 минут в зависимости от режима наплавки. В сравнении с существующей технологией ручной аргодуговой наплавки производительность разработанного технологического процесса в 7–8 раз больше.

3. Стендовые испытания башмаков в условиях, имитирующих условия эксплуатации, показали, что башмаки, изготовленные по существующей технологии, до полного стирания наплавленного слоя выдерживают 58–60 циклов нагружения, а наплавленные лазерной газопорошковой наплавкой – до 74 циклов нагружения. При этом лазерная газопорошковая наплавка практически полностью исключила брак башмаков при наплавке.

4. Лазерная газопорошковая наплавка позволяет не только осуществлять наплавку новых изделий, но и ремонт наплавленного слоя на изделиях, прошедших эксплуатацию.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ

1. На основе металлографического анализа поверхности изломов наплавленных башмаков тормозного устройства установлено, что образование трещин в условиях ручной аргонодуговой наплавки происходит при изготовлении деталей при повышенных температурах на стадии остывания детали. Установлено, что трещины распространяются только в слое наплавки и основной металл подложки не затрагивают.

2. На основании полученных экспериментальных данных установлено, что образование трещин обусловлено наличием пор в слое наплавки, а также обогащением слоя наплавленного металла водородом, частично поступающим в результате диффузии из основного металла. Напряжения в наплавленном слое превосходят на 25% уровень напряжений в подложке и по характеру они являются растягивающими.

3. Непрерывный контроль образцов с трещиной в наплавке из материала Х25Н10В8 в процессе испытаний электропотенциальным методом показал, что технологическая трещина в наплавке начинает проникать в основной металл ВНЛ-3 с приложением циклических нагрузок к детали.

4. Долговечность образцов от момента достижения трещиной основного материала до разрушения составляла в среднем 900 циклов при уровне напряжений 800 МПа. Долговечность от начала нагружений до момента страгивания трещины составляет от общей долговечности образца:

25–28% при $\sigma_{\max} = 800$ МПа (240–300 циклов);

64–81% при $\sigma_{\max} = 600$ МПа (1800–4300 циклов); то есть имеется безопасный ресурс, позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавке.

5. На основании проведенных исследований установлено, что наличие трещин в наплавленном слое существенно (примерно в 3 раза) увеличивает износ при трении образцов по сравнению с образцами без трещин в наплавленном слое при испытаниях при температурах 650–700 °С. С увеличением температуры испытаний до 900 °С наблюдается увеличение

износа образцов без дефектов наплавленном слое и снижение влияния трещин на износ (коэффициент составил 1,45–1,50).

6. Показана перспективность применения широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча для формирования наплавленных слоев на поверхности стали ВНЛ-3. При значении скорости широкополосной газопорошковой лазерной наплавки порядка 9,5–11,0 мм/с при постоянной мощности излучения $P = 2500$ Вт и расходе порошка $F = 8$ –9 г/мин можно наплавленные слои с требуемыми геометрическими характеристиками без внутренних дефектов.

7. Исследование макро- и микроструктуры наплавленных слоев показали, что они имеют строение с хаотическим направлением роста кристаллов. Проявляется поперечное сечение столбчатых дендритов. После окончательного затвердевания свободные дендриты соприкасаются между собой. Кристаллы имеют центральную ось шириной в пределах 1–2 мкм, длина которой варьируется от 5 до 30 мкм. Эта ось по всей длине пересекается множеством двойников с расстоянием друг от друга от 1 до 2 мкм. Структура сплава аустенитно–ледобуритная с включениями сложных карбидов на основе хрома и кобальта с размерами в пределах 1–3 мкм.

8. Определение химического состава на всех наплавленных слоях показало, что наплавленные слои с перекрытием $k = 0,35$ в верхней части наплавки и в её центре содержат ~66,5 мас. % железа, с перекрытием $k = 0,5$ – 62,8 мас.% Fe, с перекрытием $k = 0,72$ – 58,9 мас.% Fe.

9. Наплавленные слои обладают повышенным уровнем микротвёрдости относительно подложки (5200–6500 МПа), наблюдается снижение уровня микротвёрдости при движении к подложке до 2300 МПа. Самыми низкими значениями микротвердости отличается зона термического влияния. Микротвёрдость двухслойного покрытия варьируется на границе покрытия и подложки с 6200 МПа (покрытие) до 2300 МПа (подложка) и ее значение выше на 800–930 МПа, чем микротвёрдость однослойного покрытия с аналогичным коэффициентом перекрытия валиков.

10. Испытания при комнатной температуре позволили получить исходные базовые значения коэффициента трения для наплавленных образцов, который составил 0,29–0,32 для варианта ручной аргонодуговой наплавки и 0,24–0,26 – для лазерной газопорошковой наплавки. Весовой износ наплавленных ручной аргонодуговой сваркой образцов без дефектов в наплавленном слое при полном цикле испытаний в условиях нормальной температуры (20 °С) был на уровне 55,8 мг. Для образцов, полученных лазерной широкополосной газопорошковой наплавкой в тех же условиях отмечается снижение износа до 50,3–52,1 мг. Наибольшая величина износа отмечена для температуры испытания 900 °С и составила 567,4 мг для варианта ручной аргонодуговой наплавки. Обращает на себя внимание тот факт, что при высоких температурах нагрева при испытаниях величина износа для образцов, наплавленных широкополосной лазерной газопорошковой наплавкой, ниже, чем образцов, полученных ручной аргонодуговой наплавкой.

11. Разработаны технологические рекомендации по применению широкополосной лазерной газопорошковой наплавки со сканированием луча для получения износостойких покрытий на башмаках посадочного устройства из стали ВНЛ-3.

12. Стендовые испытания изделий в условиях, имитирующих условия эксплуатации, показали, что башмаки, изготовленные по существующей технологии, до полного стирания наплавленного слоя выдерживают 58–60 циклов нагружения, а наплавленные лазерной газопорошковой наплавкой – до 74 циклов нагружения. При этом лазерная газопорошковая наплавка практически полностью исключила брак башмаков при наплавке (не более 2% от партии).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Денисов Б.С. Сварка в конструкции самолетов семейства МиГ. – М.: Русавиа, 2004. – 233 с.
2. Бойко Н.И. Ресурсосберегающие технологии повышения качества поверхностных слоев деталей машин: учебное пособие для студентов вузов железнодорожного транспорта./Н.И. Бойко. – М: Маршрут, 2006. – 197 с.
3. Черненко В.И., Снежко Л.А., Папанова И.И. Получение покрытий анодно-искровым электролизом / В.И. Черненко, Л.А. Снежко, И.И. Папанова. – Л.: Химия: Ленингр. отделение, 1991. – 126 с.
4. Технология наплавки: учебное пособие / М.В. Чукин, М.А. Полякова, М.П. Барышников; М-во образования и науки Российской Федерации, Федеральное агентство по образованию, Гос. образовательное учреждение высш. проф. образования «Магнитогорский гос. технический ун-т им. Г.И. Носова». – Магнитогорск, МГТУ, 2007. – 95 с.
5. Колганов Л.А. Сварочные работы: Сварка, резка, пайка, наплавка: учебное пособие. / Л.А. Колганов. – М: Дашков и К, 2008. – 408 с.
6. Зарембо Е.Г. Сварочное производство : учеб. пособие для студентов вузов ж.-д. трансп. / Е.Г. Зарембо. – М.: Маршрут, 2005. – 237 с.
7. Соколов Г.Н. Износ и легирование наплавленного металла: учеб. пособие. / Г.Н. Соколов. – Волгоград: Волгогр. гос. техн. ун-т, 2003. – 91 с.
8. Теоретические основы и практические рекомендации разработки рациональных технологий сварки, наплавки и обработки сплавов резанием: учеб. пособие / Э.Г. Бабенко; М-во путей сообщ. Рос. Федерации, Дальневост. гос. ун-т путей сообщ., каф. «Технология металлов». – Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2003. – 89 с.
9. Шехтер С.Я. Наплавка металлов./ С.Я. Шехтер, А.М. Резницкий – М.: Машиностроение, 1982.– 72 с.
10. Корчагин И.Б. Технологии повышения износостойкости и восстановления деталей с использованием источников высокотемпературного нагрева: учеб. пособие. / И.Б. Корчагин. – Воронеж: Воронежский гос. техн. ун-т, 2005. – 146 с.

11. Чернышов Г.Г. Сварочное дело: Сварка и резка металлов: учебник. / Г.Г. Чернышов. – М.: Академия, 2003. – 493 с.
12. Комельков В.Н., Стулов В.В. Наплавка металлов: учеб. пособие./ В.Н. Комельков, В.В. Стулов. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольск-на-Амуре гос. техн. ун-т, 2002. – 97 с.
13. Толстов И.А., Коротков В.А. Справочник по наплавке. / И.А. Толстов, В.А. Коротков – Челябинск: Metallurgia: Челяб. отделение, 1990. – 381 с.
14. Соколов Г.Н. Способы наплавки и плакирования металлов: учеб. пособие. / Г.Н. Соколов. – Волгоград: Волгогр. гос. техн. ун-т, 2002. – 80 с.
15. Кортес А. Р. Сварка, резка, пайка металлов: / А. Р. Кортес. – М.: Аделант, 2003. — 190 с.
16. Сварочные работы: Учеб. пособие для студентов образоват. учреждений сред. проф. образования, обучающихся по специальностям строит. профиля / В.А. Чебан. – Ростов н/Д : Феникс, 2003. – 415 с.
17. Теория и практика нанесения защитных покрытий / П.А. Витязь, В.С. Ивашко, А.Ф. Ильющенко и др. – Минск.: Белорусская наука, 1998. – 583 с.
18. Толстов И.А., Семиколенных М.Н., Баскаков Л.В. Износостойкие наплавочные материалы и высокопроизводительные их способы их обработки. / И.А. Толстов, М.Н. Семиколенных, Л.В. Баскаков – М.: Машиностроение, 1992. – 220 с.
19. Казаков Ю.Н. Физико-технологические основы механической обработки покрытий с использованием плазменно-дуговых разрядов: учеб. пособие по курсу "Технология и оборудование при плазм.-мех. обраб." для студентов специальности 1207; М-во образования Рос. Федерации. Саратов. гос. техн. ун-т. / Ю.Н. Казаков. – Саратов: Саратов. гос. техн. ун-т, 1999. – 77 с.
20. Берtrand Ф., Мовчан И., Самодурова М.Н., Джигун Н.С. Лазерная наплавка как перспективный метод упрочнения штамповой оснастки, Вестник МГТУ им. Носова. 2016 Т.14. №2

21. L. Pawlowski Thick Laser Coatings: A Review, *Journal of Thermal Spray Technology*, Volume 8(2) June 1999–279.
22. Ion J.C., *Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application*, Butterworth-Heinemann, 2005. – 576 p.
23. L. Thivillon; D. Pervushin; P. Bertrand; I. Smurov, *Industrial Technology of Laser Assisted Direct Metal Deposition. Thermal Spray 2008: Crossing Borders (DVS-ASM)*, pp. 1171–1177.
24. Q Luo, Z. Lio, L. Li, S. Xie, J. Kong, D. Zhao, Creating Highly Ordered Metal, Alloy, and Semiconductor Macrostructures by Electrodeposition, Ion Spraying, and Laser Spraying. *Advanced Materials*, Vol. 13, 19 of February, 2001, No. 4, pp. 286-289
25. Tsukamoto K., F. Uchiyama, F. Kaga, Y. Ohno, T. Yanagisawa, A. Monma, Y. Takahagi, M.J. Lain, T. Nakajima: New ceramic coating technique using laser spraying process", *Proc. SPIE 3550, Laser Processing of Materials and Industrial Applications II*, 147 (August 15, 1998)
26. Riveiro, Mejías, F. Lusquínos, J. Del Val, R. Comesaña, J. Pardo, and J. Pou, "Optimization of laser cladding for Al coating production," *Phys. Procedia*, vol. 41, pp. 327–334, 2013
27. M. J. Tobar, J. M. Amado, a. Yáñez, J. C. Pereira, and V. Amigó, "Laser Cladding of MCrAlY Coatings on Stainless Steel," *Phys. Procedia*, vol. 56, pp. 276–283, 2014
28. Мурзаков М.А., Петровский В.Н., Бирюков В.П., Джумаев П.С., Польский В.И., Миронов В.Д., Прокопова Н.М. Влияние добавок наночастиц TaC на микроструктуру лазерных наплавов.//*Ядерная физика и инжиниринг*. №1, 2014. Т.5. С.49-56
29. De Hosson, J.Th.M., 1995, *Fundamental and Applied Aspects of Laser Processed Ceramic Coatings of Metals*, *Proc. Surface Treatment 95*, pp. 1–15.
30. Lugscheider, E., et al., 1994, One-Step Powder Cladding of Oxide Ceramics on Metal Substrates with CO₂ Laser Radiation, *Proc. ECLAT '94*, pp. 213-218.

31. Zhou, X.B., De Hosson, J.Th.M., 1991, Dependence of Surface Residual Stress on Laser Power and Laser Scan Velocity, *Scripta Metall. et Mat.*, vol. 25, pp. 2007–2010.
32. Cuetos, J.M., et al., 1993, Plasma-Sprayed Coatings Treated with Lasers: Tribological Behaviour of Cr_2O_3 , *Wear*, vol. 169, pp. 173–179.
33. Li, Y., Steen, W.M., 1992, Laser Cladding of Stellite and Silica on Aluminium Substrate, *Proc. ICLOE '92, SPIE*, vol. 1979, pp. 602–608.
34. Liu, Y., et al., 1994, Processing, Microstructure, and Properties of Laser-Clad Ni Alloy FP-5 on Al Alloy AA333, *Metallurgical and Mat. Trans. B*, vol. 25B, pp. 425–434.
35. Smurov, I., Covelli, L., 1992, Synthesis of Nitride and Carbide Compounds on Titanium by Means of a Solid State Laser Source, *Proc. ECLAT '92*, pp. 251–256.
36. Lang, A., Waldmann, H., Bergmann, H.W., 1994, Cladding of Metallic Substrates with Diamonds and Cubic Boron Nitride, *Proc. ECLAT '94*, pp. 456–461.
37. Nowotny, S., et al., 1994, Influences on the Wear Resistance of Carbide Laser Claddings, *Proc. ECLAT '94*, pp. 252–259.
38. Singh, J., Mazumder, J., 1987, Microstructure and Wear Properties of Laser Clad Fe-Cr-Mn-C Alloys, *Metall. Trans. A*, vol. 18A, pp. 313–322.
39. Ellis, M., et al., 1995, Processing Aspects of Laser Cladding an Aluminium Alloy onto Steel, *J. of Materials Processing Technology*, vol. 52, pp. 55–67.
40. Frenk, A., Henchoz, N., Kurz, W., 1993, Laser Cladding of a Cobalt-base Alloy: Processing Parameters and Microstructure, *Z. Metallkd.*, vol. 84, no. 12, pp. 886–892.
41. Jasim, K.M., Rawlings, R.D., West, D.R.F., 1993, Metal-Ceramic Functionally Gradient Material Produced by Laser Processing, *J. of Materials Science*, vol. 28, pp. 2820–2826.

42. Sepold, G., Becker, R., 1989, Laser Powder Coating by MultiThin-Layer Technics, Proc. First International School on Laser Surface Microprocessing, SPIE, vol. 1352, pp. 125-131.
43. Chan, C., Mazumder, J., Chen, M.M., 1984, A Two-Dimensional Transient Model for Convection in Laser Melted Pool, Metall. Trans. A, vol. 15A, pp. 2175-2184.
44. Picasso, M., Rappaz, M., 1994, Laser-Powder-Material Interactions in the Laser Cladding Process, J. de Physique IV, Colloque C4, Supplément au J. de Physique III, vol. 4, pp. 27-33.
45. Komvopoulos, K., Nagarathnam, K., 1990, Processing and Characterization of Laser-Cladded Coating Materials, J. of Engineering Materials and Technology, vol. 112, pp. 131-143.
46. Frenk, A., et al., 1991, Influence of an Intermediate Layer on the Residual Stress Field in a Laser Clad, Surface and Coatings Technology, vol. 45, pp. 435-441.
47. Pilloz, M., et al., 1990, Study of the Parameters of Laser Coatings and Residual Stress Fields Created by These Coatings, Key Engineering Materials, Vols 46 & 47, pp. 387-414.
48. Vasauskas, V., et al., 1996, Investigation of Surface Layers Properties in Laser Cladding, Proc. ECLAT '96, pp. 391-398.
49. Zhang, N., Ekambaranathan, G., Willemse, P.F., 1994, Residual Stresses and Cracking in a Laser-Deposited Co-Cr-Ni-Mo Alloy on Steel, Proc. LANE '94, pp. 317-324.
50. Luft, A., et al., 1995, Gefügeausbildung und Karbidauflösung beim Laserbeschichten von Stahl mit Wolframkarbidverstärkten Ni- und Co-Hartlegierungen, Prakt. Metallogr., vol. 32, pp. 235- 247.
51. VandeHaar, et al., 1988, Effect of Process Variables on the Laser Cladding of Zirconia, Proc. ICALEO '87, pp. 189-193.
52. Brenner, B. Reitzenstein, W., 1996, Laser Hardening of Turbine Blades, Industrial Laser Review, April, pp. 17-20.

53. Schneider, M.F., 1992, Laser Cladding with Preplaced Powder, University of Twente, Dept. of Mech. Eng., WA-229.
54. DeHosson, J.Th.M., Mol van Otterloo, L. de, 1996, Microstructural Features of Laser Coatings, Proc. ECLAT '96, pp. 337-348.
55. Gassmann, R., et al., 1992, Laser Cladding of Hard Particles Rich Alloy, Proc. ICALEO '92, pp. 288-300.
56. Grünenwald, B., et al., 1992, Laser Cladding with a Heterogeneous Powder Mixture of WC/Co and NiCrBSi, Proc. ECLAT '92, pp. 411-416.
57. Amende, W., 1988, The Production of Wear-Resistant Zones on Tools by Means of the CO₂ Laser, Proc. LIM-5, pp. 119-125.
58. Arlt, A.G., Müller, R., 1994, Technology for Wear Resistant Inside Diameter Cladding of Tubes, Proc. ECLAT '94, pp. 203-212.
59. Lugscheider, E., Oberländer, B.C., Meinhardt, H., 1990, Laser Cladding and Laser Surface Remelting of Nickel-base Hardfacing Alloys, Proc. ECLAT '90, pp. 555-568.
60. Pelletier, J.M., Sallamand, P., Criqui, B., 1994, Microstructure and Mechanical Properties of Some Metal Matrix Composites Produced on Different Materials by Laser Cladding, Lasers in Engineering, vol. 3, pp. 15-27.
61. Luft, A., et al., 1995, Gefügeausbildung und Karbidauflösung beim Laserbeschichten von Stahl mit Wolframkarbidverstärkten Ni- und Co-Hartlegierungen, Prakt. Metallogr., vol. 32, pp. 235-247.
62. Wolf, S., Volz, R., 1995, Einsatz des Laserstrahlbeschichtens beim Bau von Kunststoffverarbeitungsmaschinen, Laser und Optoelektronik, vol. 27, no. 2, pp. 47-53.
63. Marsden, C.F., et al., 1990, Characterisation of the Laser Cladding Process, Proc. ECLAT '90, vol. 1, pp. 543-553.
64. Choi, J., Mazumder, J., 1994, Non-equilibrium Synthesis of FeCr-C-W Alloy by Laser Cladding, J. of Materials Science, vol. 29, pp. 4460-4476.
65. Eiholzer, E., Cusano, C., Mazumder, J., 1985, Wear Properties of Laser Alloyed and Clad Fe-Cr-Mn-C Alloys, Proc. ICALEO '84, pp. 159-167.

66. Komvopoulos, K., 1994, Effect of Process Parameters on the Microstructure, Geometry and Microhardness of Laser-Clad Coating Materials, *Mat. Sci. Forum*, vols. 163-165, pp. 417-422.
67. Fouquet, F., et al., 1993, Microstructural and Electrochemical Characterization of Laser Deposited 18-10 Austenitic Stainless Steel Clad Layers, *J. de Physique IV, Colloque C7*, pp. 991-994.
68. Jasim, K.M., West, D.R.F., 1989, Laser Cladding of Carbon Steel with a Ceramic Metallic Composite, *High Power Lasers and Laser Machining Technology*, *Proc. SPIE*, vol. 1132, pp. 237-245.
69. Huang, C.-C., Tsai, W.-T., Lee, J.-T., 1995, Microstructure and Electrochemical Behavior of Laser Cladded Fe-Cr-Mo-Si-N Surface Alloys on Carbon Steel, *Materials Science and Engineering*, vol. A 196, pp. 243-248.
70. Харанжевский Е.В., Ипатов А.Г., Климова И.Н., Стрелков С.М., Лазерное спекание ультрадисперсных порошковых материалов на основе железа. // *Физика металлов и металловедение*, 2009, том 108, №5, с. 534-540.
71. Тополянский П.А., Тополянский А.П. Прогрессивные технологии нанесения покрытий – наплавка, напыление, осаждение. // *Арматуростроение*. 2011. №4. С. 63–68.
72. Laser cladding repair of turbine blades in power plantas: from research to commercialization / M. Brand [et al.]. *International Heat Treatment and Surface Engineering*. 2009. Vol. 3, №3. 10 p.
73. Remanufacture of turbine blades by laser cladding mashining and inprocess scanning in single mashine. / J. Jones [et al.]. 2012/ P. 821–827.
74. Kathuria Y.P. Some aspects of laser surface cladding in the turbine industry. *Surface and Coating Technology*. 2000. Vol. 132. P. 262–269.
75. Guijin B., Gasser A. Restoration of nickel-base turbine blade knife-edges with controlled laser aided additive manufacturing. // *Physics Procedia*. 2011. Vol. 12, №10. P. 402–409.
76. Pan H., Liou F. Numerical simulation of metallic powder flow in a coaxial nozzle for the laser aided deposition process. // *Material Process*

Technology. 2005. № 168. P. 230-244.

77. Kim J.D., Peng Y. Plunging method for Nd:YAG laser cladding with wire feeding // Optics and Lasers in Engineering. 2005. № 33. P. 299-309.

78. Problematica de los recubrimientos superficial esrealizados con laser e influencia de los parametros delproceso / M. Cadenas [et al.]. Revista de Metalurgia. Madrid. 1998. Vol. 34, № 2. P. 120-125.

79. Potential for laser-clad repairs in high strength steel for aircraft applications /G. Clark [et al.]. Aircraft Airworthiness and Sustainment (Australia) Conference. Brisbane. 2010. 6 p.

80. Семенов С.А. Лазерная наплавка и нанесение покрытий. Л.: ЛДНТП, 1990. 89 с.

81. Маранц А.В. Разработка и исследование процессов лазерной обработки композиционных материалов сталь СПН14А7М5-TiC: дис. ... канд.тех.наук. Москва. 2013. 120 с.

82. Navas C. Laser coatings to improve wear resistance of mould steel // Surface & Coatings Technology. 2005. № 194. P. 136-142.

83. Технологические процессы лазерной обработки. / А.Г. Григорьянц [и др.]. – М.: 2008, Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 650 с.

84. Dubourg L., St-Georges L. Optimization of laser cladding process using Taguchi and EM methods for MMC coating production //Journal of Thermal Spray Technology. 2006. Vol. 15, № 4. P. 790-795.

85. Sun S., Durandet Y., M. Brandt. Parametric investigation of pulsed Nd:YAG laser cladding of stellite 6 on stainless steel // Surface & Coatings Technology. 2005. № 194. P. 225- 237.

86. Третьяков Р.С. Технологические особенности процесса лазерной модификации поверхностей с коаксиальной подачей порошковых материалов: дис.... канд. тех. наук. Москва. 2014. 161 с.

87. Рябцев И. А., Сенченков И. К. Теория и практика наплавочных работ. – Киев: Екотехнологія, 2013. – 400 с.

88. Зябрев И.А., Кравченков А.Н., Порошин В.В., Шляпин А.Д. Особенности формирования газопорошкового потока при лазерной наплавке. // Машиностроение и инженерное образование. 2016.– №2. – С.2-7.

89. Зябрев И.А., Порошин В.В., Шляпин А.Д. Влияние траектории сканирования лазерного луча и газопорошковой струи при наплавке износостойких покрытий. // Международный научный е-симпозиум «Технические науки: теория и практика », г. Москва, 29-30 июня 2015, С. 18-26.

90. Сканатор лазерной обработки. Зябрев И.А., Гречин А.Н. Авторское свидетельство № 1580709 от 22.03.1991.

91. Установка для лазерно-вибрационной наплавки. Зябрев И.А. Патент на полезную модель № 158542 от 10.08.2015, опубл.10.01.2016 , бюл.№1.

92. Устройство для газопорошковой лазерной наплавки. Зябрев И.А. Патент на полезную модель № 158543 от 13.03.2015

93. Способ получения полых покрытий при газопорошковой лазерной наплавке со сканированием излучения. Зябрев И.А., Порошин В.В., Кравченков А.Н., Патент на изобретение № 2688969 от 23.05.2019.

94. Третьяков Р.С. Технологические особенности процесса лазерной модификации поверхностей с коаксиальной подачей порошковых материалов: дис.... канд. тех. наук. Москва. 2014. 161 с.

95. Рябцев И. А., Сенченков И. К. Теория и практика наплавочных работ. – Киев: Екотехнологія, 2013. – 400 с.

96. Овчинников В.В. Лазерная газопорошковая наплавка со сканированием луча. / В.В. Овчинников, В.В. Порошин, И.А. Зябрев, К.В. Малютин. // Заготовительные производства в машиностроении. 2023. – – (21) – №12. – 536–541. DOI: 10.36652/1684-1107-2023-21-12-536-541.

97. Малушин Н.Н. Остаточные напряжения в закаленных и наплавленных рабочих валках холодной прокатки / Н.Н. Малушин, Н.С. Зубков, Л.Н. Рудакова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1983. – № 10. – С.147.

98. Малушин Н.Н. Совершенствование методики замера остаточных напряжений наплавленных деталях методом канавки / Н.Н. Малушин, С.В. Богомолов, А.М. Росс // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1990. – № 8. – С. 106.

99. Малушин Н.Н. Обеспечение качества наплавленных деталей машин и механизмов горно-металлургического комплекса / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). – 2012. – № 12. – С. 96.–104.

100. Михайлов О.Н. Разработка методики определения остаточных напряжений в валках холодной прокатки / 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.

101. Зубков Н.С. Определение остаточных напряжений в наплавленных рабочих валках холодной прокатки. / Зубков Н.С., Малушин Н.Н., Рудакова Л.Н., Рудаков С.Г. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1983. – № 8. – С. 134–138.

102. Овчинников В.В., Малютин К.В. Причины образования трещин в наплавленном слое стали ВНЛ-3 при аргонодуговой наплавке износостойкого слоя. // Современные материалы, техника и технологии. 2020. – №1 (28). – С.10–19.

103. Овчинников В.В., Малютин К.В. Износостойкость наплавленного слоя сплавом X25H10B8 на стали 08X14H5M2ДЛ при повышенных температурах. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2023. – (19) – №12. – С.531–537. DOI: 10.36652/1813-1336-2023-19-12-531-537

104. Малютин К.В., Овчинников В.В. Особенности формирования валиков на стали 08X14H5M2ДЛ при лазерной порошковой наплавке. // Материалы Международной научно-технической конференции «СМиС-2023. Инновационные технологии в управлении качеством» (Россия, Москва, 17–19 мая 2023 г.); С.177–184.

105. Kathuria Y.. Laser-cladding process: a study using stationary and scanning CO2 laser beams // Surf. Coatings Technol. Elsevier, 1997. Т. 97, № 1–3. С. 442–447.
106. Бознак А.О. Управление остаточными напряжениями при дорновании отверстий в толстостенных цилиндрах: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.07 / Бознак Алексей Олегович. – Томск, 2018. – 16 с.
107. Скворцов В.Ф., Арляпов А.Ю., Бознак А.О., Оголь И.И. Применение метода Н.Н. Давиденкова для оценки окружных остаточных напряжений в обработанных дорнованием полых цилиндрах // Системы. Методы. Технологии. – 2016. – № 4. – С. 65–70.
108. Артемьев А.А., Зорин И.В., Соколов Г.Н. Исследование процессов высокотемпературного изнашивания наплавленных сплавов. // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2018. Том 6, №4. – С.3-6.
109. Методика испытаний наплавленного металла на газоабразивное изнашивание / А.А. Артемьев, Г.Н. Соколов, И.В. Зорин и др. // Известия ВолгГТУ. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – 2018. – №3 (213). – С. 112-116.
110. Методика испытаний наплавленных сплавов на стойкость к высокотемпературному абразивному изнашиванию / А.А. Артемьев, А.А. Антонов, Г.Н. Соколов, В.И. Лысак // Трение и износ. – 2017. – Т. 38, №3. – С. 247-254.
111. Антонов А.А., Артемьев А.А., Соколов Г.Н., Лысак В.И. Установка для испытания материалов на абразивное изнашивание // Патент РФ №2564827. 2015.

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
 ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

АКТ

12.09.2025 №

(место составления)

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе

Г.Х. Шарипзянова

2025 г

О внедрении в учебный процесс университета результатов диссертационной работы «Повышение износостойкости наплавленного слоя деталей из стали ВНЛ-3 в условиях высокотемпературного нагрева», выполненной аспирантом кафедры «Материаловедение» Малютиным Константином Викторовичем.

Мы, нижеподписавшиеся директор департамента по образовательной политике, декан факультета машиностроения, заведующий кафедрой «Материаловедение» составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы по теме «Повышение износостойкости наплавленного слоя деталей из стали ВНЛ-3 в условиях высокотемпературного нагрева» имеют теоретическое и практическое значение для учебного процесса и внедрены в учебный процесс Московского политехнического университета при обучении студентов направления подготовки: 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» (дисциплина «Специальные главы технологии материалов») в форме лекции по теме «Методы поверхностного упрочнения деталей».

Кафедра, внедрившая результаты: «Материаловедение».

Номер протокола и дата заседания кафедры, на котором рассмотрены результаты внедрения: протокол №1/26 от 02.09.2025.

Начало использования объекта внедрения: 11 марта 2025 года.

Директор
 департамента по
 образовательной политике


 (личная подпись)

А.Б. Максимов

Декан факультета,
 внедривший разработку


 (личная подпись)

Е.В. Сафонов

Заведующий кафедрой


 (личная подпись)

В.В. Овчинников

Составлен в 2-х экземплярах:

1-й экземпляр – факультет машиностроения

2-й экземпляр – кафедра «Материаловедение»

ООО «Инновационные технологии»

Исх. №37/3 от 02.07.2024 г.

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель директора по
исследованиям и разработкам
ООО «Инновационные технологии»



Равинский В.В.

АКТ

**об использовании результатов диссертационной работы
«Повышение износостойкости наплавленного слоя деталей из стали
ВНЛ-3 в условиях высокотемпературного нагрева» К.В. Малютиным,
представленной на соискание учено степени кандидата технических наук**

Настоящим актом подтверждается, что полученные Малютиным К.В. технологические параметры и режимы операции широкополосной лазерной порошковой наплавки были применены при нанесении упрочненного износостойкого покрытия на опытную партию башмаков посадочного устройства из стали ВНЛ-3. Наплавку наносили порошком сплава X25H10B8. Стендовые испытания, выполненные совместно с ЗАО «Навигатор сервис» на испытательной базе ОАК, показали, что применение широкополосной газопорошковой наплавки со сканированием луча позволяет в 1,4–1,5 раза повысить износостойкость рабочих поверхностей башмаков и снизить процент бракованных изделий с 60% до 2%. Запланированы комплексные исследования по совершенствованию разработанной технологии в направлении оптимизации состава наплавляемых порошков и модернизации технологического оборудования.

Главный технолог

Соловьев М.Е.

Москва, 107497, ул.Бирюсинка, д.6, корп.1-5

ОГРН 1167746459077ИНН / КПП - 9718007023 / 771801001
р/сч. 40702810338060018785 в ПАО «Сбербанк России»
к/сч 30101810400000000225 БИК 044525225 г.Москва