

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования «Тверской государственный технический университет»

На правах рукописи



РАТКЕВИЧ Герман Вячеславович

**ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ
ТРЕНИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ
ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ**

Специальность 05.02.04 – трение и износ в машинах

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
кандидат физико-математических наук,
доцент Афанасьева Людмила Евгеньевна

Тверь 2021

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ (Обзор литературы).....	11
1.1. Абразивное изнашивание. Уравнение износа.....	12
1.2. Адгезионное изнашивание. Уравнение Хольма – Арчарда.....	14
1.3. Зависимость износостойкости от механических свойств сплавов	15
1.3.1. Влияние твердости на износостойкость поверхностей трения...	15
1.3.2. Комплексный критерий ($\sigma_B \cdot \psi$) + <i>HV</i> оценки износостойкости сплавов.....	17
1.3.3. Критерии оценки износостойкости поверхностей трения после наплавки или модификации.....	22
1.4. Соотношение Холла - Петча и влияние размера зерна на износостойкость.....	25
1.5. Повышение износостойкости сплавов с помощью лазерной модификации поверхностей трения.....	29
1.5.1. Лазерная наплавка износостойких покрытий.....	29
1.5.2. Износостойкость Ni – Cr – B – Si покрытий.....	32
1.5.3. Технология лазерной модификации поверхностей трения.....	34
1.5.4. Свойства быстрорежущих сталей после стандартной технологии упрочнения и анализ причин выхода фасонных фрез из строя....	37
1.5.5. Микроструктура и свойства быстрорежущих сталей после лазерной модификации.....	40
Выводы к главе 1.....	44
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ	48
2.1. Объекты исследований.....	48
2.1.1. Методика нанесения покрытия никелевого сплава состава Ni – Cr – B – Si.....	48
2.1.2. Методика подготовки образцов быстрорежущей стали.....	51

2.2. Лазерные технологии и оборудование.....	53
2.3. Методика проведения трибологических испытаний.....	55
2.3.1. Определение коэффициента трения.....	57
2.4. Методы исследования микроструктуры и фазового состава	60
2.4.1. Оптическая микроскопия и цифровая обработка изображений микроструктур.....	60
2.4.2. Растровая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ.....	62
2.5. Измерение микротвердости.....	64
ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ Ni-Cr-B-Si ПОКРЫТИЯ, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ.....	65
3.1. Микроструктура и микротвердость наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия.....	65
3.2. Фазовый состав Ni-Cr-B-Si покрытия.....	71
3.3. Влияние лазерной модификации на микроструктуру Ni-Cr-B-Si покрытия.....	75
3.4. Влияние лазерной модификации на коэффициент трения Ni-Cr-B-Si покрытия.....	78
3.5. Испытания на изнашивание Ni-Cr-B-Si покрытия.....	80
3.6. Корреляционная связь между износостойкостью и величиной дендритного параметра.....	84
3.7. Инженерный метод количественного определения характеристик износостойкости наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия по величине дендритного параметра.....	86
3.8. Разработка способа получения наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия с повышенной износостойкостью.....	89

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3.....	91
ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНОЙ МОДИФИКАЦИИ И ОТПУСКА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ.....	93
4.1. Требования к выполнению лазерной модификации для обеспечения высокой износостойкости поверхности быстрорежущей стали.....	93
4.2. Влияние лазерной модификации и температуры отпуска на фазовый состав быстрорежущей стали.....	98
4.3. Влияние лазерной модификации и температуры отпуска на микротвердость.....	103
4.4. Влияние лазерной модификации и температуры отпуска на коэффициент трения.....	106
4.5. Влияние лазерной модификации и температуры отпуска на износостойкость.....	106
4.6. Разработка способов модификации поверхности быстрорежущей стали, обеспечивающих повышение износостойкости.....	113
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4.....	117
ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ВЫВОДЫ.....	119
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	121
ПРИЛОЖЕНИЕ.....	136

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Большинство изделий машиностроения выходит из строя из-за разрушения контактных поверхностей при изнашивании. Уменьшение износа имеет важное экономическое значение, поэтому разработка принципов создания материалов триботехнического назначения с высокой степенью надежности и долговечности в эксплуатации, повышение износостойкости материалов трибосистем за счет разработки и развития методов модифицирования поверхностей трения является актуальной задачей трибологии.

Известно, что износостойкость поверхностей трения напрямую зависит от структурного состояния сплавов. В связи с интенсивным развитием лазерной техники в настоящее время расширились технологические возможности лазерного модифицирования контактных поверхностей узлов трения машин и обрабатываемых инструментов, нанесения наплавленных износостойких покрытий. Изменяя режимы лазерного воздействия, можно управлять процессом структурообразования и формировать модифицированные слои с различными параметрами микроструктуры. Однако влияние количественных характеристик микроструктуры на триботехнические характеристики практически не исследовано, в отдельных работах дается лишь качественная оценка.

Важным направлением трибологии является поиск критериальной связи характеристик изнашивания поверхностей трения со структурой и свойствами сплавов с целью выявления технологических возможностей положительного влияния на износостойкость. Для инженерной практики требуется разработка новых методов прогнозирования триботехнических характеристик поверхностей трения, опираясь на критерии, основанные на количественных характеристиках микроструктуры. Таким образом, тема диссертационной работы является актуальной как в научном, так и в практическом отношении.

Цель работы – разработка способов модифицирования поверхностных слоев лазерным излучением для повышения их износостойкости на основе исследования влияния структуры сплавов на закономерности изнашивания.

Объекты исследования – наплавленные Ni-Cr-B-Si покрытия подвижных уплотнительных поверхностей арматуры и инструменты из быстрорежущей стали Р6М5, работающие в условиях воздействия высоких контактных нагрузок и повышенных температур.

Основные задачи работы:

1. Установить закономерности влияния лазерной модификации поверхности наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия на структуру и триботехнические свойства. Провести сравнительные испытания на изнашивание и установить характер зависимости характеристик износостойкости от величины дендритного параметра d (расстояния между дендритными ветвями второго порядка).
2. Разработать способ получения Ni-Cr-B-Si покрытия с помощью порошковой лазерной наплавки и лазерной модификации, позволяющий повысить износостойкость поверхностей трения за счет формирования структуры с меньшей величиной дендритного параметра d .
3. Разработать метод оценки характеристик износостойкости Ni-Cr-B-Si покрытий после наплавки и лазерной модификации по параметру микроструктуры d .
4. Провести сравнительные испытания на изнашивание и установить закономерности влияния лазерного модифицирования и последующего дисперсионного твердения на триботехнические характеристики быстрорежущей стали Р6М5.
5. Разработать способ лазерного модифицирования быстрорежущей стали Р6М5, обеспечивающий получение более высоких характеристик износостойкости по сравнению со стандартной обработкой – закалкой и трехкратным отпуском.

Научная новизна

1. Выявлена линейная зависимость между дендритным параметром структуры d и триботехническими характеристиками поверхности Ni-Cr-B-Si покрытия в исследуемой области значений d (от 4,25 до 8,04 мкм).
2. Впервые предложено величину дендритного параметра d использовать как критерий износостойкости Ni-Cr-B-Si покрытий, по которому можно предварительно оценить триботехнические характеристики наплавленного покрытия до проведения испытаний на изнашивание.
3. Установлены закономерности влияния лазерной модификации и последующего отпуска на износостойкость быстрорежущей стали.

Методы исследования. Методы исследования базируются на современных представлениях контактных взаимодействий твердых тел. Для решения основных задач работы проводили испытания на изнашивание и определение коэффициента трения, механические испытания, металлографические исследования, электронно-микроскопический, спектрометрический и фазовый анализ. При обработке результатов экспериментов применяли статистические методы.

Достоверность результатов обеспечивается комплексным подходом к решению поставленных задач, большим объемом экспериментальных данных с использованием их статистической обработки. Научные результаты и выводы по работе имеют теоретическое обоснование и не противоречат известным научным представлениям.

Положения, выносимые на защиту:

1. Экспериментально установленная линейная зависимость между параметром микроструктуры (дендритным параметром d) наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия и характеристиками изнашивания в исследуемой области значений d от 4,25 до 8,04 мкм.

2. Обоснование возможности определять величину дендритного параметра d по изображениям поверхности покрытия без предварительной подготовки шлифов

3. Рекомендации по формированию структуры, обеспечивающей повышение износостойкости инструмента из быстрорежущей стали. Лазерную модификацию необходимо выполнять на режимах, обеспечивающих полное растворение первичных карбидов в металлической матрице и формирование структуры перенасыщенного твердого раствора с минимизированной концентрационной неоднородностью. При этом количество остаточного аустенита снижается до 10...15%, что позволяет сократить длительность последующего отпуска до 5 минут. Такой способ модификации быстрорежущей стали позволяет в 3,2 раза повысить износостойкость по сравнению со стандартной обработкой за счет повышения эффективности использования легирующих элементов.

Практическая значимость работы

1. Разработаны способы модификации быстрорежущей стали, включающие лазерную закалку из жидкой фазы и последующий кратковременный отпуск (Патент РФ 2620656), (Патент РФ 2566224), позволяющие повысить износостойкость стали по сравнению со стандартной обработкой.
2. Разработан способ получения наплавленного износостойкого Ni-Cr-B-Si покрытия, включающий в себя лазерную наплавку и последующее плавление поверхности непрерывным лазерным излучением с целью формирования структуры с меньшей величиной дендритного параметра d и высоким уровнем износостойкости (Патент РФ 2693716).
3. Разработан метод количественной оценки износостойкости наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия по величине дендритного параметра d .
4. Разработанные способы модификации сплавов и метод определения характеристик износостойкости Ni-Cr-B-Si покрытий по величине дендритного параметра d переданы на ОАО «Тверской вагоностроительный завод».

5. Результаты диссертационной работы используются при реализации дисциплин «Материаловедение», «Технология конструкционных металлов» и «Основы научно-исследовательской работы» в образовательных программах высшего образования по направлениям подготовки бакалавров 23.03.03 Эксплуатация транспортно-технологических машин и комплексов и 13.03.01 Теплоэнергетика и теплотехника; направлению подготовки магистров 15.04.05 Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств в Тверском государственном техническом университете.

Личный вклад автора

Автор, совместно с научным руководителем, проводил: выбор темы, постановку цели и задач исследований, планирование работы и структуры диссертации. Выполнял испытания на изнашивание, анализ микроструктуры и микротвердости, обрабатывал и обобщал полученные результаты, принимал непосредственное участие в разработке способов модифицирования поверхностных слоев лазерным излучением для повышения износостойкости и подготовке материалов для публикаций.

Апробация работы

Материалы диссертационной работы были представлены на конференциях: Лучевые технологии и применение лазеров. VII Международная конференция, С-Петербург, 2012; Проблемы машиностроения – 2013. Научно-техническая конференция студентов и аспирантов машиностроительного факультета ТвГТУ, Тверь, 2013; XIX Российский симпозиум по растровой электронной микроскопии и аналитическим методам исследования твердых тел. Черноголовка, 2015; XLIII Гагаринские чтения. Международная молодежная научная конференция, Москва, 2017; Современные методы и технологии создания и обработки материалов. Международная научно-техническая конференция, Минск, Беларусь, 2014, 2015, 2016, 2017; Наука сегодня: проблемы и перспективы развития. Международная научно-практическая конференция, Вологда, 2017; Трибология–машиностроению. XII Международная научно-

техническая конференция, посвященная 80-летию ИМАШ РАН, Москва, 2018;
Колачёвские чтения. VI Всероссийская молодежная научно-практическая конференция, Ступино, 2021.

Публикации

Основные научные результаты диссертации опубликованы в 23 печатных работах, включая 5 статей в журналах, рекомендованных ВАК и индексируемых в Web of Science, Scopus. Получено 3 патента на изобретение.

ГЛАВА 1. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ (Обзор литературы)

Изнашивание является одной из главных причин выхода из строя машин и механизмов из-за нарушения эксплуатационных свойств их конструктивных элементов. Вид изнашивания не является характеристикой пары трения и может изменяться при различных условиях эксплуатации. Благодаря многообразию используемых материалов и физико-химических процессов при трении контактных поверхностей существуют различные виды изнашивания [1-13]:

– Абразивное изнашивание происходит в контакте двух тел со значительно различающимися значениями твердости или при наличии в промежуточной среде твердых частиц.

– Адгезионное изнашивание происходит при схватывании материала в контакте двух тел, твердость которых близка, с последующим разрывом образовавшихся связей.

– Коррозионное изнашивание связано с химической модификацией и последующим удалением поверхностного слоя.

– Усталостное изнашивание возникает при неоднократном нагружении поверхности в процессе скольжения или качения [13].

Согласно ГОСТ 27674–88 износостойкостью называется свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию в определенных условиях трения, оцениваемое величиной, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания.

Сложность и многофакторность процессов, протекающих в зоне контакта, не позволяют получать однозначную связь между физико-механическими, структурными и триботехническими характеристиками материала [4-7]. Несмотря на постоянное развитие экспериментальных методов исследования, зона трения, и, особенно, зона фактического контакта, остаются

труднодоступными для изучения непосредственно в процессе испытания. Основные данные могут быть получены только после завершения эксперимента [18].

В свою очередь теоретическое описание проблемы, использование численного моделирования сложно из-за разнообразия механизмов трения и износа и многомасштабности задачи [18-24]. На текущий момент, износ является наименее изученным трибологическим явлением [13].

1.1. Абразивное изнашивание. Уравнение износа

Абразивное изнашивание во многих механизмах является ведущим. Природа этого вида изнашивания являлась предметом теоретико-экспериментальных исследований ряда ученых: М.М. Хрущова, М.А. Бабичева, В.Н. Кашеева, М.М. Тененбаума, Г.М. Сорокина, В.Н. Виноградова, М.Г. Колокольникова и многих других. Для оценки интенсивности абразивного изнашивания в работе [13] рассматривается модель, в которой все микроконтакты абразива имеют форму конуса. На рисунке 1.1 показана схема процесса удаления материала абразивным зерном. Рассмотрим единичный микроконтакт, находящийся под действием нормальной нагрузки ΔF_N .

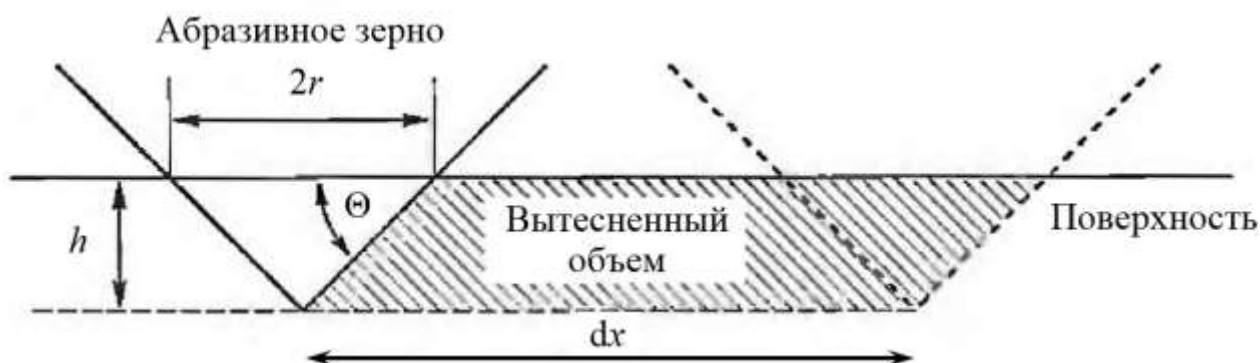


Рисунок 1.1. – Схема процесса удаления материала абразивным зерном в форме конуса [13].

Под действием ΔF_N конус внедряется в сплав на глубину h . Согласно определению твердости сплава, справедливо соотношение:

$$\Delta F_N = HV \cdot \pi r^2, \quad (1.1)$$

где r – радиус области контакта. Площадь проекции конуса на направление движения равна rh [13]. При перемещении на расстояние dx конус вытесняет объем dV , который определяется следующим уравнением:

$$dV = rh \cdot dx = r^2 \operatorname{tg} \Theta \cdot dx = \frac{\Delta F_N \operatorname{tg} \Theta \cdot dx}{\pi \cdot HV}. \quad (1.2)$$

В первом приближении этот объем равен объему изношенного материала. Для объемного износа на единицу длины скольжения получаем следующее выражение [13]:

$$\frac{dV}{dx} = \frac{\Delta F_N \operatorname{tg} \Theta}{\pi \cdot HV} \quad (1.3)$$

Суммирование по всем абразивным частицам дает полный объем продуктов износа:

$$V = \frac{F_N \overline{\operatorname{tg} \Theta}}{\pi \cdot HV} x, \quad (1.4)$$

где $\overline{\operatorname{tg} \Theta}$ взвешенное среднее значение $\operatorname{tg} \Theta$ всех микроконтактов.

Уравнение (1.4) часто записывают в форме уравнения износа [13]:

$$V = \frac{k_{\text{абр}} F_N}{HV} x, \quad (1.5)$$

Следовательно, объемный износ V прямо пропорционален нормальной силе F_N , пути трения x и обратно пропорционален твердости HV более мягкого

из взаимодействующих тел. Этот закон был установлен, благодаря исследованиям М.М. Хрущова (1956 г.) и позднее подтвержден Джоном Ф. Арчардом (1966 г.) [13]. Коэффициент $k_{\text{абр}}$ определяется геометрией шероховатостей абразивной поверхности и равен от $6 \cdot 10^{-2}$ до $6 \cdot 10^{-3}$ для случая изнашивания закрепленным абразивом. Из уравнения (1.5) следует важный вывод: износостойкость dx/dV прямо пропорциональна твердости HV .

1.2. Адгезионное изнашивание. Уравнение Хольма- Арчарда

Если материалы пары трения имеют близкие значения твердости, то главную роль начинает играть адгезионный вид изнашивания. Адгезионное изнашивание является самым важным видом в трибологических приложениях [13]. Механизм адгезионного износа представляет собой процесс схватывания (сваривания) микрошероховатостей с последующим разрывом таких связей. При этом могут отделяться частицы износа. Изучение механизмов адгезионного износа, для которого справедливы те же закономерности, что и для абразивного износа, связано прежде всего с именами Дэвида Тейбора и Эрнеста Рабиновича. Закон для адгезионного изнашивания имеет следующий вид [13]:

$$V = k_{\text{адгез}} \frac{F_N x}{HV}, \quad (1.6)$$

Как и при абразивном изнашивании, при адгезионном изнашивании объемный износ V пропорционален нормальной силе F_N , пути трения x и обратно пропорционален твердости HV более мягкого из взаимодействующих тел. Это уравнение часто называют уравнением Хольма – Арчарда [13].

Уравнения 1.5 и 1.6 показывают, что износостойкость прямо пропорциональна структурно-чувствительной характеристике механических свойств – твердости HV .

1.3. Зависимость износостойкости от механических свойств сплавов

1.3.1. Влияние твердости на износостойкость поверхностей трения

Вопросам зависимости износостойкости сплавов от механических свойств посвящен ряд работ [1-17]. Масштабные исследования по влиянию твердости сплавов и соотношения твердостей абразива и сплава на износостойкость были проведены М.М. Хрущовым и М.А. Бабичевым [1, 2]. Ученые сопоставляли твердость HV , определенную по Виккерсу при нагрузке 294 Н (30 кГ), с относительной износостойкостью ε , равной отношению износа материала, принятого за эталон, к износу испытываемого материала, определенных в одинаковых условиях [1]. На рисунке 1.2 показана зависимость между износостойкостью материала и соотношением твердостей абразива HV_a и испытываемого сплава HV_m . Можно выделить три области с различным характером связи между этими параметрами [1].

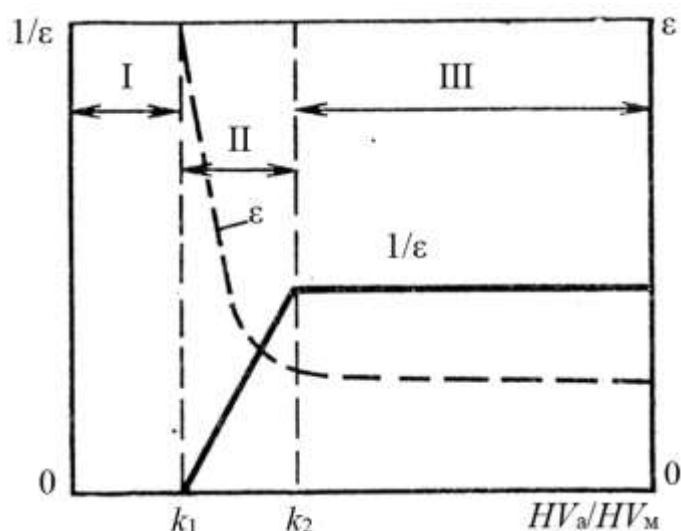


Рисунок 1.2. – Зависимость относительных износа $1/\varepsilon$ и износостойкости ε материала с твердостью HV_m от твердости абразива HV_a [1]

В области I, где твердость абразива меньше или близка твердости испытуемого материала ($HV_a/HV_m \leq k_1$), износостойкость стремится к бесконечности, так как разрушение материала абразивом путем микрорезания не происходит.

В области III, где твердость абразива значительно выше твердости испытуемого материала ($HV_a/HV_m \geq k_2$), относительная износостойкость материала не зависит от этого соотношения.

Область II – переходная.

На основании большого числа полученных экспериментальных данных было найдено, что величина $k_1 = 0,7...1,1$; а величина $k_2 = 1,3...1,7$ [1]. При проведении испытаний структурно неоднородного материала со значительно различающимися по твердости структурными составляющими, сравнивать нужно твердость абразива с твердостью наиболее твердой структурной составляющей [2].

Авторами работы [1] получена диаграмма зависимости относительной износостойкости чистых металлов и сталей от их твердости (рисунок 1.3).

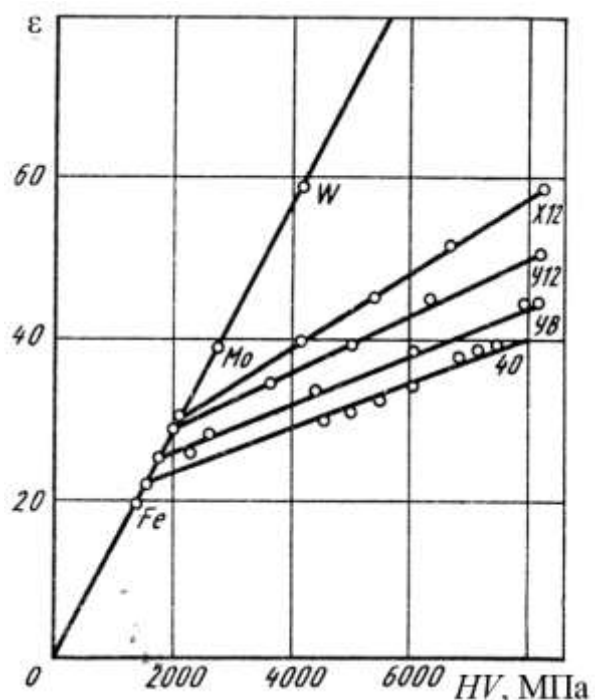


Рисунок 1.3. – Зависимость относительной износостойкости ϵ чистых металлов и сталей от их твердости HV [1]

Установлено, что относительная износостойкость ε технически чистых металлов и отожженных сталей при трении о закрепленный абразив прямо пропорциональна твердости этих металлов.

По результатам исследований М.М. Хруцова, относительная износостойкость ε сталей после закалки и отпуска при изнашивании их о закрепленный абразив линейно увеличивается при повышении твердости, определенной до испытания на изнашивание [3]:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + b \cdot (HV - HV_0), \quad (1.7)$$

где b – коэффициент, зависящий от химического состава сталей; HV и HV_0 – твердость стали в закаленном и отожженном состояниях, соответственно, ε_0 – относительная износостойкость стали в отожженном состоянии.

В тоже время, результаты проведенных исследований показали, что стали одной твердости, но разного химического состава могут иметь различную относительную износостойкость. При одинаковой твердости износостойкость чистых металлов выше износостойкости сталей. Следовательно, одного критерия твердости недостаточно для достоверной количественной оценки износостойкости сплавов.

1.3.2. Комплексный критерий $(\sigma_v \cdot \psi) + HV$ оценки износостойкости сплавов

Сотрудниками Российского государственного университета нефти и газа им. И.М. Губкина были проведены комплексные исследования влияния механических и физических свойств сталей и сплавов на износостойкость [9 - 11]. Учитывали влияние характеристик прочности, твердости, пластичности, вязкости, энергоемкости, удельного электрического сопротивления,

коэрцитивной силы. Выявлено, что при одинаковой прочности и твердости износостойкость выше у сталей, имеющих более высокие значения вязкости и пластичности. Изучали взаимосвязь между механическими свойствами сталей различных структурных классов и их износостойкостью (рисунок 1.4).

В результате выполненных испытаний обнаружено соответствие между изменением прочностных характеристик (σ_b , $\sigma_{0,2}$), твердости HRC закаленных сталей, при различных температурах последующего отпуска, и износостойкостью. С повышением температуры отпуска в закаленных сталях перлитного и мартенситного классов происходит распад мартенсита с образованием структур, обладающих меньшей твердостью и прочностью, что приводит к снижению абразивной износостойкости (рисунок 1.4, а-г).

В сталях аустенитного класса при температуре отпуска около 500 °С и выше происходит выделение избыточных фаз по границам зерен, что незначительно повышает твердость, но отрицательно сказывается на характеристиках прочности, пластичности, вязкости. На абразивную износостойкость эти процессы не оказали заметного влияния (рисунок 1.4, ж, з).

В мартенситно-стареющих сталях и сталях карбидного класса (быстрорежущих) с повышением температуры отпуска начинаются процессы дисперсионного твердения, что приводит к повышению твердости, прочности и абразивной износостойкости (рисунок 1.4, д, е, и, к).

В качестве комплексного критерия оценки износостойкости стали в работах [10, 11] предложено использовать три показателя: предел прочности σ_b , твердость HV и характеристику пластичности – относительное сужение площади поперечного сечения ψ . В свою очередь, σ_b и ψ объединены одной характеристикой – энергоемкостью, которую экспериментально можно определить по деформации в шейке образца при одноосном растяжении согласно ГОСТ 23.218-84 или приблизительно рассчитать, как произведение $\sigma_b \cdot \psi$ [11].

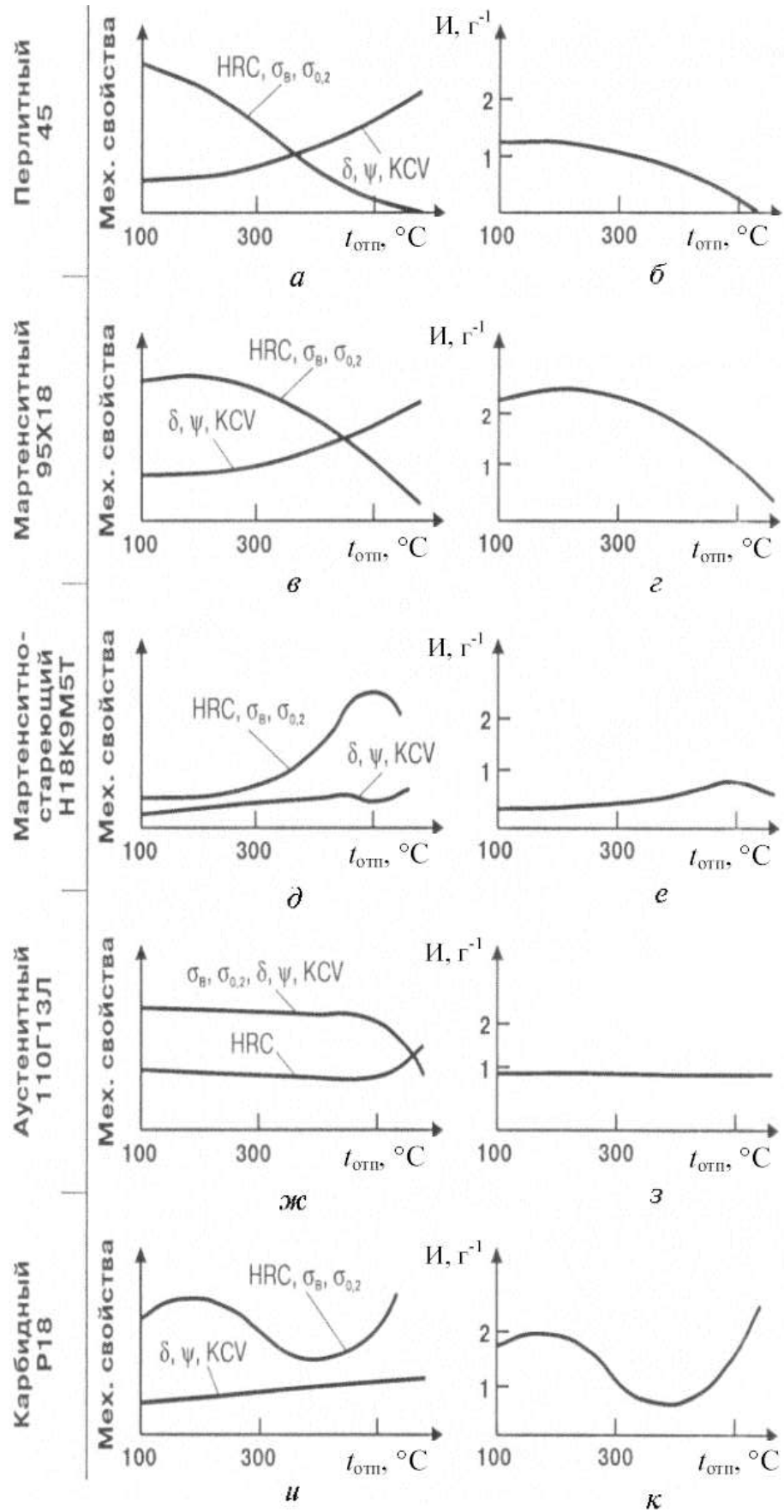


Рисунок 1.4. – Изменение механических свойств и износостойкости закаленных сталей в зависимости от температуры отпуска [11]

Виноградовым В.Н. и Сорокиным Г.М. предложен оценочный обобщенный критерий износостойкости для сталей – функциональная связь $(\sigma_b \cdot \psi) + HV$ (рисунок 1.5).

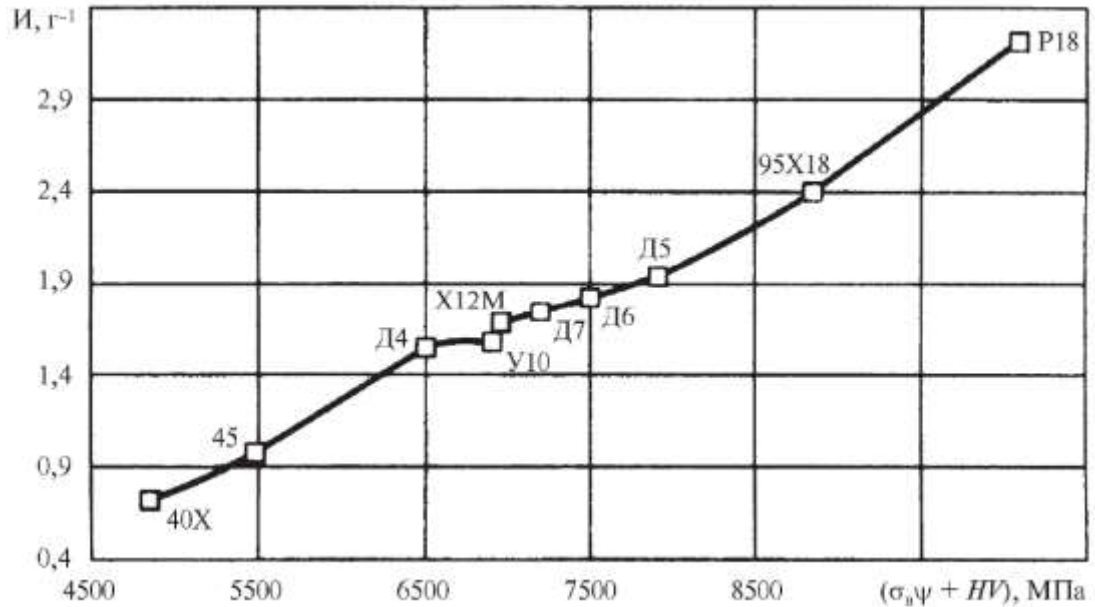


Рисунок 1.5. – Взаимосвязь износостойкости сталей с критерием $(\sigma_b \cdot \psi) + HV$ [11]

Преимущество предлагаемого критерия состоит в том, что в заводских условиях при выборе материала отпадает необходимость проведения длительных испытаний на изнашивание: прочностная основа сталей достаточно достоверно выявляется по трем основным показателям механических свойств – σ_b , ψ и HV [11].

Оценку износостойкости стали при абразивном изнашивании по значениям характеристик механических свойств согласно ГОСТ 23.218-84 проводят по номограмме (рисунок 1.6). Условия испытаний – трение о закрепленный абразив при скорости скольжения до 2,5 м/с и давлениях до 10 МПа. Износостойкость материала I (в условных единицах) в исследуемом структурном состоянии определяют по значениям его энергоемкости E при

пластической деформации в отожженном состоянии и твердости HV в исследуемом структурном состоянии.

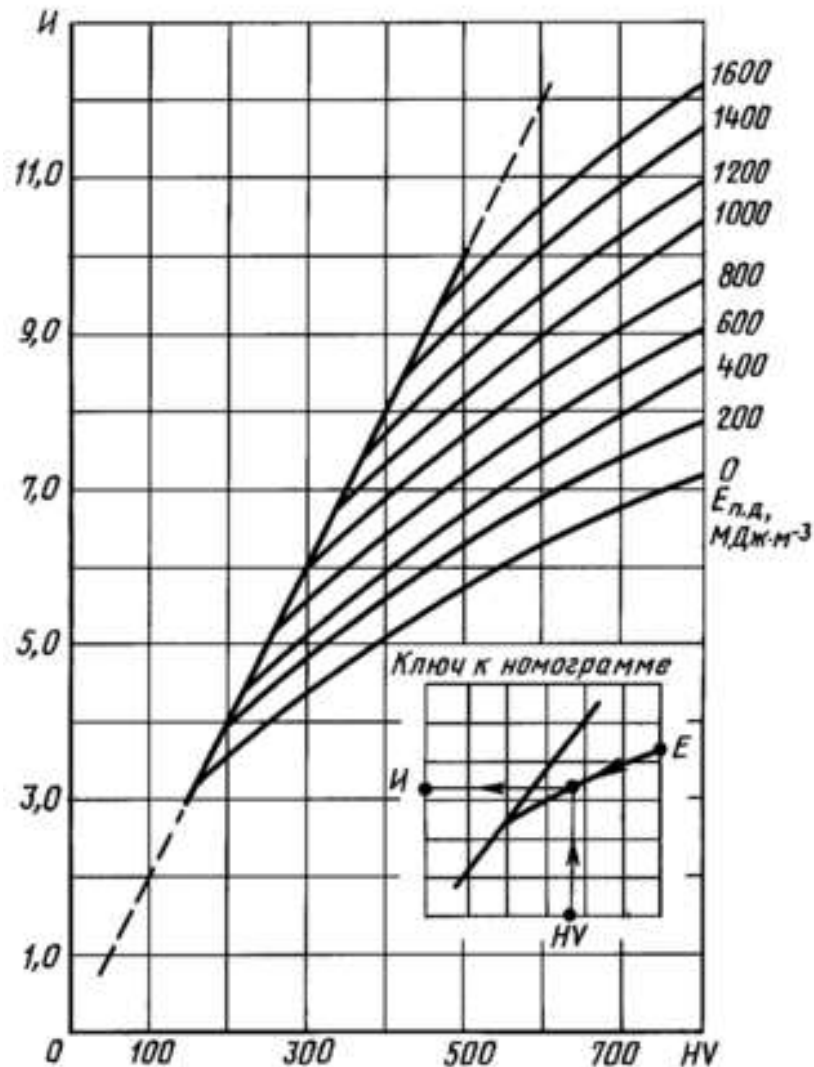


Рисунок 1.6. – Номограмма сравнительной оценки износостойкости стали при абразивном изнашивании (ГОСТ 23.218-84)

ГОСТ 23.218-84 не распространяется на металлические покрытия и композиции на металлической основе, имеющие анизотропию свойств материала по сечению образца от поверхности к центру, например, стали, подвергнутые поверхностному упрочнению.

1.3.3. Критерии оценки износостойкости поверхностей трения после наплавки или модификации

Для получения материалов триботехнического назначения с высокой степенью надежности и долговечности в эксплуатации в настоящее время используют различные способы модификации поверхности, такие как химико-термическую обработку; лазерную, токами высокой частоты и другие способы закалки; нанесение покрытий и т.д. В результате формируется поверхностный слой с химическим составом, структурой и свойствами, значительно отличающимися от основного материала и часто имеющий градиентное строение, т.е. свойства изменяются по толщине модифицированного слоя.

Классический способ определения стандартных характеристик механических свойств нанесенных покрытий и модифицированных поверхностных слоев на основе экспериментальной зависимости напряжение-деформация неприменим, так как требует изготовления специальных образцов для проведения испытаний. Для контроля локальных механических свойств поверхности материалов и изделий традиционно применяются методы твердометрии. Однако, как было показано выше (рисунок 1.3), одного этого критерия часто бывает недостаточно для достоверной количественной оценки износостойкости контактных поверхностей.

В работе [9] авторы Виноградов В.Н. и Сорокин Г.М. для оценки износостойкости наплавленного слоя использовали структурно-чувствительную характеристику – удельное электрическое сопротивление. Исследования проводили на 36 сплавах на основе железа, наплавленных в одинаковых условиях. Содержание углерода изменялось в пределах 0,12...1,76 % и марганца – 0,75...14,5 %, что позволило получить наплавленные слои с различной структурой. Однозначной зависимости износостойкости наплавочных сплавов от твердости не выявлено. При одинаковой твердости износостойкость наплавочных сплавов может различаться более чем в 2 раза [11].

Удельное электрическое сопротивление, по мнению авторов работы [11], оказалось единственной характеристикой износостойкости наплавленных слоев: с ростом этого показателя износостойкость повышается линейно (рисунок 1.7). Ранее этими же авторами была получена линейная связь между удельным электрическим сопротивлением и износостойкостью при испытании углеродистых сталей [11].

На рисунке 1.7 введены следующие обозначения структур сплавов: *I* – феррит и перлит; *II* – перлит и цементит; *III* – мартенсит; *IV* – аустенит; *V* – аустенит и продукты распада; *VI* – аустенит и карбиды; *VII* – аустенит и мартенсит [11].

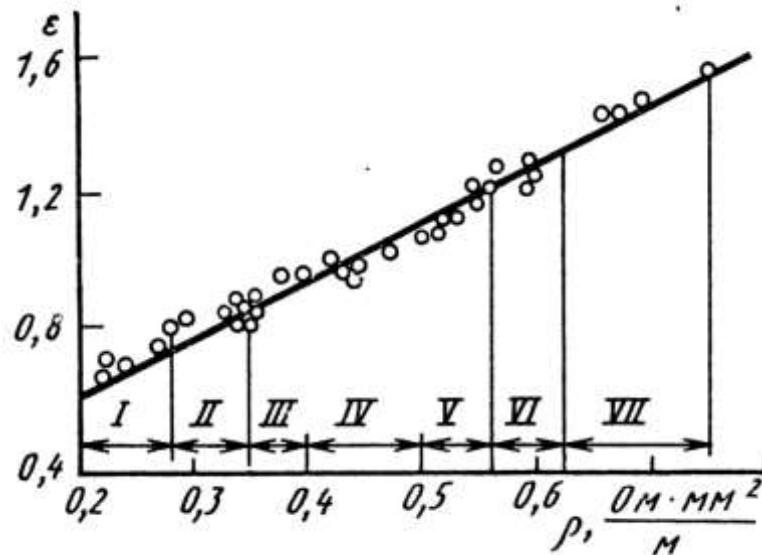


Рисунок 1.7 – Зависимость относительной износостойкости ϵ наплавленных сплавов от их удельного электрического сопротивления [11]

При абразивном изнашивании низкую износостойкость имеют сплавы со структурой феррит и перлит, так как эти структурные составляющие обладают не высокой твердостью и прочностью, абразивные частицы могут легко их разрушать [11]. Сплавы со структурой перлит и цементит по этой же причине также имеют невысокую износостойкость.

Сплавы с мартенситной и аустенитной структурой имеют бóльшую износостойкость. Коршуновым Л.Г., Макаровым А.В. и другими учеными показано, что при трении из-за интенсивной пластической деформации α -мартенсита происходит деформационное динамическое старение или «деформационный» отпуск мартенсита [36, 37]. Эти процессы, происходящие при трении, позволяют сплаву эффективнее оказывать сопротивление изнашиванию в зоне контакта.

В работах Макарова А.В., Брыкова М.Н. и других исследователей рассмотрено поведение в условиях изнашивания метастабильного аустенита сплавов железа [32, 36, 37]. В условиях интенсивной деформации материала в зоне фрикционного контакта в остаточном аустените развивается деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение, которое оказывает сильное влияние на эффективную прочность поверхности и, соответственно, на трибологические свойства. Показано, что в высоколегированных сплавах железа (быстрорежущие стали, высокохромистые стали и чугуны) метастабильные структуры высокоуглеродистого мартенсита и остаточного аустенита обладают более высоким сопротивлением адгезионному и абразивному изнашиванию по сравнению со стабильными структурами высоко отпущенного мартенсита, упрочненного специальными карбидами [36, 37, 73, 79-81].

Тип структуры, формирующийся в сплавах на основе железа при термической или химико-термической обработке, влияет на их относительную износостойкость. В таблице 1.1 даны значения относительной износостойкости различных структур сталей в условиях абразивного изнашивания [8].

Проведенный анализ литературных источников показал, что критерии оценки износостойкости поверхностей трения после наплавки или модификации сплавов разработаны недостаточно полно. Многочисленные исследования в этой области показывают, что износостойкость напрямую зависит от структурного состояния материала [2-17].

Таблица 1.1. Относительная износостойкость сталей
с различной структурой [8]

Структура сплава	Относительная износостойкость
Феррит и перлит	0,8
Перлит и цементит	0,8
Мартенсит	0,94
Аустенит	1,06
Аустенит и продукты распада	1,20
Аустенит и карбиды	1,30
Аустенит и мартенсит	1,52

1.4. Соотношение Холла-Петча и влияние размера зерна на износостойкость

В зависимости от размера зерна d_3 поликристаллические металлические материалы разделяют на микрокристаллические ($d_3 = 1 \dots 10$ мкм), субмикронные с размером кристаллитов $d_3 = 0,1 \dots 1$ мкм, нанокристаллические ($d_3 = 10 \dots 100$ нм) [52]. Если $d_3 > 10$ мкм, то такие сплавы можно отнести к крупнозернистым. Анализ влияния размеров зерен на характеристики прочности и пластичности сплавов проведен в ряде работ [52-63]. Как показали многочисленные экспериментальные и теоретические исследования, материалы со сверхмелким зерном обладают спектром ценных механических и технологических свойств. В частности, по сравнению с крупнозернистыми сплавами, они обладают на порядок более высокой прочностью.

По сравнению с монокристаллами, поликристаллические материалы, согласно эмпирическому соотношению Холла - Петча, обладают повышенной прочностью σ_T и твердостью HV [52, 53]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_T d_3^{-1/2}, HV = HV_0 + K_H d_3^{-1/2}, \quad (1.8)$$

где σ_0 и HV_0 – предел текучести и твердость монокристалла, K_T и K_H – коэффициенты Холла - Петча.

Существуют различные точки зрения на механизмы возникновения соотношений (1.8). Убедительные экспериментальные данные работ [57, 58] свидетельствуют о дислокационно-аккумуляционном механизме возникновения зависимостей Холла-Петча. В поликристаллах при данной степени деформации аккумулируется значительно больше дислокаций, чем в монокристалле, ввиду того что длина свободного пробега дислокаций в поликристалле ограничена размером зерен. Кроме этого, границы зерен являются источниками дислокаций. Плотность дислокаций в поликристаллическом материале при данной степени деформации возрастает с уменьшением размера зерна [52, 53]. В результате этого поликристалл имеет более высокие значения прочности и твердости, чем монокристалл.

Соотношения 1.8 выполняются в широком диапазоне размеров зерен. Для поликристаллических Ti и Fe соотношение для микротвердости выполняется в диапазоне размеров зерна от 0,2 до 100 мкм. Для нанокристаллического железа установлено, что для размера зерна от 60 до 10 нм соотношение (1.8) также выполняется [52].

Вблизи комнатной температуры и размере зерен 10...15 нм наблюдается нарушение нормального соотношения Холла-Петча, связанное с разупрочнением материала, физический механизм которого носит дискуссионный характер. В данном случае изменение величины прочности и твердости сплавов подчиняется обратному соотношению Холла-Петча. Отклонения от обычного хода зависимостей Холла-Петча обусловлены процессами, протекающими на границах нанозерен. В электронно-микроскопических *in situ* исследованиях наблюдаются повороты зерен [63], т.е.

зерна проскальзывают относительно друг друга, механизм этого явления не выяснен.

Сопоставляя соотношения 1.6, 1.7 и 1.8 можно сделать вывод, что при уменьшении размера зерна в диапазоне, когда выполняется закон Холла-Петча, прочность, твердость и износостойкость сплавов должны повышаться.

Подставляя соотношение Холла-Петча для твердости в (1.6) или (1.7), получаем, что величина объемного износа зависит от размера зерна, т.е. $V \sim d_3^{1/2}$. На рисунке 1.8 показана в общем виде теоретическая зависимость величины объемного износа от размера зерна.

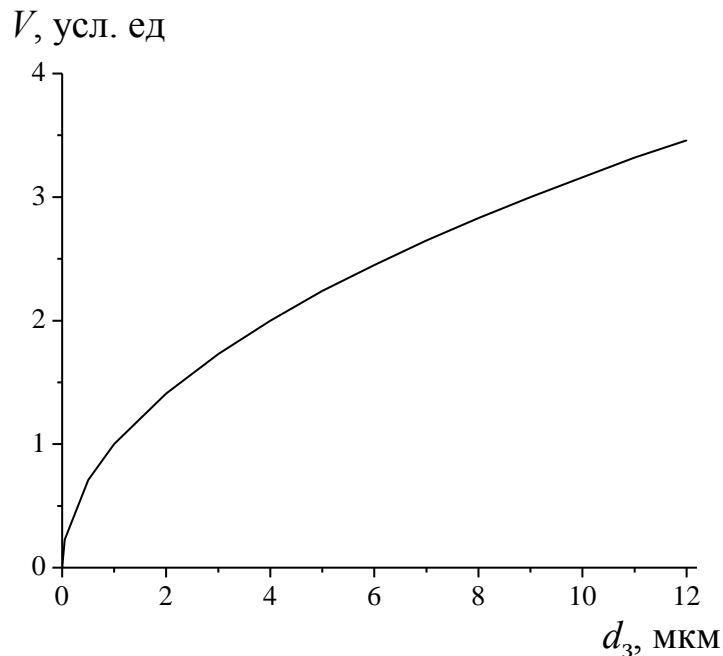


Рисунок 1.8. – Общий вид теоретической зависимости величины объемного износа от размера зерна d_3

Вывод о том, что с уменьшением размера зерна сплавы обладают более высокой износостойкостью экспериментально получен многими учеными. Однако количественный анализ этой зависимости до настоящего времени полноценно не проведен. Например, в работе [16] представлены результаты испытаний износостойких покрытий из никелевых сплавов, полученных с

помощью сверхзвукового плазмотрона. Относительную износостойкость покрытий определяли в условиях сухого трения о закрепленный абразив по стандартной методике на машине трения Х4-Б (ГОСТ 6456-75) [16]. В качестве абразива использовали наждачную бумагу из карбида кремния зернистостью 50 мкм. Нагрузка составляла 1,05 МПа. Сравнительный анализ свойств покрытий, полученных с помощью дозвуковой и сверхзвуковой плазмы показал [16], что в результате сверхзвукового напыления порошков ПР-Н77Х15СЗР2-3 и ПН-85Ю15М получены покрытия, обладающие более высокими значениями твердости и износостойкости, причем они не подвержены износу при абразивном трении в условиях проведенного эксперимента. Авторы статьи связывают столь высокие свойства покрытий с тем, что наплавленный металл обладает высокодисперсной ячеистой структурой, размер отдельных дендритных ячеек 1...3 мкм.

В работе [17] представлены результаты экспериментального исследования трибологических характеристик и микроструктуры композиционных покрытий, сформированных лазерной наплавкой порошков никелевого сплава и бронзы, полученных на различных скоростях наплавки. Испытаниями как в условиях концентрированного, так и в условиях распределенного контакта показано, что интенсивность изнашивания покрытий существенно зависит от режимов лазерной наплавки. Установлено, что при наплавке покрытия на высокой скорости формируется более мелкозернистая структура, что увеличивает его износостойкость. Однако количественный анализ микроструктуры покрытий и связь параметров микроструктуры с характеристиками износостойкости не были проведены. Исследователи ограничиваются лишь общим выводом.

В настоящее время в связи с интенсивным развитием лазерной техники, расширяются возможности применения лазерной модификации контактных поверхностей пар трения [25-35, 65, 66, 73]. Изменяя параметры лазерного воздействия, появляется возможность формирования микроструктур с различным размером структурных составляющих в результате

высокоскоростной перекристаллизации поверхностных слоев материала. Влияние параметров микроструктуры на характеристики износостойкости практически не изучены. Рассмотрим вопросы повышения износостойкости материалов с помощью лазерной модификации.

1.5. Повышение износостойкости сплавов с помощью лазерной модификации поверхностей трения

1.5.1. Лазерная наплавка износостойких покрытий

Лазерные технологии широко применяются в обработке материалов. В зависимости от соотношения времени воздействия лазерного излучения и времени релаксации, а также от плотности мощности излучения при лазерной обработке сплавов могут иметь место различные эффекты взаимодействия излучения с веществом – нагрев, плавление, испарение, ударное воздействие [28-31].

Накоплен значительный теоретический и экспериментальный материал по структурно-фазовым превращениям, протекающим в сплавах при лазерной модификации поверхностей трения. Этот материал систематизирован, например, в изданиях [28-32]. Отмечается, что технологический процесс лазерной модификации характеризуется высокими скоростями нагрева и охлаждения металла зоны лазерного воздействия – $10^3 \dots 10^6$ °C/c [28-31]. При большой скорости охлаждения имеет место повышение плотности дислокаций, рост напряжений в кристаллической решетке, измельчение зерна, что благоприятно сказывается на свойствах [28-31].

При интенсификации технологических процессов возрастают требования к свойствам контактных поверхностей узлов трения, так как именно в поверхностных слоях развиваются такие процессы как изнашивание, коррозия,

усталость, приводящие к разрушению изделия. Эффективным средством повышения надежности и долговечности деталей является формирование высокопрочных, коррозионностойких и износостойких покрытий. Покрытие представляет собой поверхностный слой детали, целенаправленно создаваемый на ее поверхности, характеризующийся конечной толщиной, а также химическим составом и структурно-фазовым состоянием, качественно отличающимися от аналогичных характеристик материала основы [28, 104].

В промышленности применяются различные способы нанесения покрытий: наплавка токами высокой частоты, электродуговая, лазерная, плазменная, газовая наплавка, газотермическое напыление и другие [28, 29]. Лазерная наплавка заключается в нанесении на поверхность изделия покрытия путем расплавления основы и присадочного материала [28]. Основными преимуществами лазерной наплавки по сравнению с другими способами являются небольшая зона термического влияния, минимальное перемешивание основного и наплавляемого материала с образованием металлургического сплавления. Поверхность после наплавки перекрывающимися валиками почти плоская и требует незначительной последующей механической обработки. За один проход лазерного луча можно получить наплавленный металл в виде слоя толщиной от 0,05 до 2 мм и шириной от 0,4 мм [46].

Убедительные результаты работ по лазерной наплавке хромоникелевых и железохромоникелевых порошков, полученные в 1980-е годы в нашей стране, положили основу понимания этого технологического процесса и промышленного внедрения с использованием субкиловаттных CO_2 – лазеров отечественного производства [48]. Лазерная порошковая наплавка стала применяться для восстановления тяжело нагруженных деталей сложной формы автомобилей и сельскохозяйственной техники. В начале 2000-х годов с появлением новых поколений мощных, малогабаритных и менее дорогих в эксплуатации технологических лазеров, интерес к лазерной наплавке значительно возрос [28-31]. Типичные уровни плотности мощности,

необходимые для лазерной наплавки лежат в диапазоне от 10^4 до 10^5 Вт/см². В практике лазерной наплавки используют различные виды лазеров с непрерывным или импульсно-периодическим излучением: оптоволоконные, Nd:YAG (ламповая накачка), Nd:YAG (диодная накачка), CO₂ – лазеры [28-31]. В настоящее время лазерную наплавку успешно применяют во многих отраслях промышленности: автомобильной, аэрокосмической, судовой, нефтегазовой, энергетической и многих других [46-50].

Для лазерной наплавки используют наплавочные проволоки, ленты, порошки. Сравнивая различные наплавочные материалы, необходимо отметить, что порошковые материалы имеют ряд преимуществ:

- повышенную поглощающую способность лазерного излучения;
- требуется меньшая (более чем в 1,5 раза) энергия для плавления порошка;
- возможности регулирования химического состава наплавляемого материала;
- возможность осуществления технологии наплавки в труднодоступных местах;
- простота подачи порошка.

Порошковая наплавка является более надежной, чем наплавка проволоки, фольги или пасты, поэтому основным материалом при лазерной наплавке является порошок. Порошковая лазерная наплавка активно исследуется во всем мире последние годы как эффективный способ нанесения покрытий, восстановления изношенных деталей и т.п. Этим вопросам посвящен ряд монографий и научных статей [28-35, 46-50]. Типичные наплавочные материалы в производственных процессах лазерной наплавки – сплавы на основе кобальта (стеллиты), коррозионностойкие стали, сплавы на основе титана, никеля. Часто в зону воздействия луча подают инертный газ аргон или гелий для уменьшения возможного эффекта окисления наплавляемого покрытия при высокой температуре [28].

Анализ литературных источников [28-31, 46] показал, что для получения наплавленных слоев с незначительным проплавлением основы важную роль играет степень однородности интегрального тепловложения по ширине зоны

лазерного воздействия, так как при наплавке линия сплавления имеет характерный профиль, повторяющий распределение плотности мощности лазерного излучения. Поэтому в настоящей диссертационной работе использовали многоканальный лазер с оптимизированным распределением плотности мощности излучения в зоне обработки (глава 2, п. 2.2) [33, 34].

1.5.2. Износостойкость Ni – Cr – В – Si покрытий

Сплавы системы Ni-Cr-B-Si обладают высокими технологическими свойствами, износостойкостью, коррозионной стойкостью, теплостойкостью. Для большинства применений Ni-Cr-B-Si покрытий важнейшим эксплуатационным свойством является способность сопротивляться изнашиванию [101].

Ni-Cr-B-Si покрытия находят широкое применение в различных отраслях промышленности как при восстановлении изношенных деталей, так и для повышения свойств поверхности новых изделий, работающих в условиях воздействия высоких контактных нагрузок, агрессивных сред и повышенных температур [101]: экструдеры, плунжеры, шестерни, лопасти вентиляторов и дробеметов, насосные вкладыши, валки и рольганги в станах горячей прокатки, штампы горячего деформирования, детали теплообменных аппаратов, турбин, твердотопливных котлов, деталей уплотнительных поверхностей арматуры тепловых и атомных электростанций и многие другие [97-104].

Например, детали затвора и регулирующего органа (тарелка, золотник и седло) подвергаются абразивному и другим видам изнашивания. В пусковой период работы энергоустановок уплотнительные поверхности деталей затворов подвергаются воздействию грата, шлака, окалина и других твердых частиц, содержащихся в потоке среды. При нестационарных режимах работы во время пусков и остановов теплосилового оборудования элементы затворов

испытывают периодические перепады температуры (теплосмены), достигающие 250–350°C.

Хромоникелевые покрытия наносят на основу различными способами: газотермическим напылением, электродуговой, лазерной, плазменной наплавкой и некоторыми другими [105-139]. Структура и свойства покрытий, полученных разными способами, могут значительно отличаться. В отдельных случаях, например, с целью уменьшения пористости, повышения прочности соединения покрытия с основой используют гибридные технологии. Так, в работах [103, 108, 110, 115] после газотермического напыления рекомендуется выполнять лазерную переплавку покрытия. Гибридные технологии позволяют устранить часть дефектов, образовавшихся при нанесении покрытия и повысить свойства. Исследованиям микроструктуры и свойств Ni-Cr-B-Si покрытий посвящен ряд работ [25, 97-149]. Основное внимание в большинстве публикаций уделяется изучению микроструктуры, распределению микротвердости, пористости покрытий, полученных различными способами. Рассматривается влияние легирующих компонентов на фазовый состав и свойства покрытий. В работах [101, 102, 106-108, 111, 122, 123 и др.] приведены результаты испытаний на изнашивание и обсуждаются механизмы износа. Для повышения износостойкости наплавленных покрытий Ni-Cr-B-Si рекомендуется вводить в состав карбиды WC [25, 130, 131, 140-149], карбиды TiC [135, 136, 141], а также другие высокотвердые армирующие частицы [132, 134].

Интенсивность изнашивания покрытий существенно зависит от условий их нанесения. Анализ перечисленных выше публикаций показал, что при измельчении структурных составляющих износостойкость покрытий возрастает. Однако авторы статей дают лишь качественную оценку этой зависимости. Процессы формирования структуры и свойств покрытий при различных режимах лазерной наплавки, влияние лазерного модифицирования поверхности покрытия на формирование микроструктуры с различными параметрами и роль величины структурных составляющих в повышении износостойкости

наплавленного слоя остаются недостаточно полно изученными. Следовательно, исследование влияния количественных характеристик микроструктуры на износостойкость и разработка критериев износостойкости покрытий, управление процессами структурообразования посредством контролируемой лазерной обработки сплавов и создание требуемого комплекса свойств покрытия актуально и имеет важное научно - практическое значение.

1.5.3. Технология лазерной модификации поверхностей трения

При лазерной модификации участок контактной поверхности узла трения нагревают с помощью излучения до требуемой температуры, после прекращения действия излучения происходит охлаждение этого участка с большой скоростью в результате теплоотвода во внутренние слои материала. Как правило, при этом обеспечивается скорость охлаждения больше критической, поэтому поверхностный слой испытывает высокоскоростную лазерную закалку. Локальность процесса обеспечивает уменьшение деформаций по сравнению с традиционными методами объемной и поверхностной закалки, получение более высоких механических и эксплуатационных свойств контактных поверхностей по сравнению с традиционными способами поверхностного упрочнения [28-35].

Различают лазерную модификацию без плавления и с плавлением поверхности (закалку из жидкой фазы). На практике чаще применяют закалку без плавления поверхности, так как обработка осуществляется без нарушения геометрических размеров и чистоты поверхности. Закалку с незначительной глубиной плавления выполняют с целью увеличения размера зоны лазерного воздействия.

В настоящее время при выборе как выполнять лазерную модификацию – с плавлением или без плавления поверхности, в приоритете оказываются технологические преимущества. Влияние зоны плавления на механические и

эксплуатационные свойства сплавов оценивается в литературе весьма противоречиво [28, 29, 35]. Экспериментальных данных получено недостаточно.

Быстрая кристаллизация расплава при лазерной модификации контактной поверхности открывает новые возможности для формирования высокодисперсных дендритных и ячеистых структур, получение которых недостижимо традиционными металлургическими процессами [64-66].

Удобной количественной оценкой влияния условий кристаллизации на дендритную структуру является измерение расстояний между дендритными ветвями второго порядка (дендритный параметр d , мкм). В работе [64] установлена корреляционная связь между скоростью охлаждения при кристаллизации сплава и величиной дендритного параметра:

$$d = A \cdot v_{охл}^{-n}, \quad (1.9)$$

где $v_{охл}$ – скорость охлаждения, °C/с; A и n – постоянные. Например, для никелевого сплава в работе [64] приведены следующие значения констант: $A = 240$, $n = 0,45$.

Зависимость (1.9) подтверждена многочисленными экспериментальными данными и носит фундаментальный характер. Изменяя режимы лазерного воздействия при наплавке или лазерной модификации с плавлением поверхности можно изменять условия кристаллизации сплавов в широких пределах, создавая структуру с различной величиной дендритного параметра d .

Скорость охлаждения жидкого металла при лазерном плавлении оказывает заметное влияние на однородность химического состава [28-31]. При увеличении скорости охлаждения концентрация растворенных компонентов в твердых растворах возрастает по сравнению с равновесной концентрацией. При кристаллизации формируются метастабильные или пересыщенные твердые растворы [28].

Эффективным способом повышения износостойкости сплавов, содержащих в своей структуре пересыщенные твердые растворы, является дисперсионное твердение [44, 45]. При дисперсионном твердении упрочнение контактных поверхностей происходит за счёт выделения из перенасыщенного твердого раствора большого количества частиц второй мелкодисперсной фазы. Эти частицы препятствуют перемещению дислокаций, упрочняя сплав. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов рассмотрены в ряде работ, например, в [44, 45].

Упрочняющие фазы обычно разделяют на три типа.

- Упрочняющие выделения размером от 1 до 100 нм. Чем меньше расстояние между частицами, тем выше свойства сплава.
- Средние дисперсные частицы размером от 0,1 до 1 мкм.
- Крупные частицы размером более 1 мкм.

Процесс распада фазы на одну или несколько других фаз состоит из трех стадий: образования зародышей новой фазы, рост образовавшихся зародышей и коагуляции выделений вторичной фазы без изменения их объемной доли [44].

После того как закончилось выделение частиц новой фазы из пересыщенного твердого раствора, дальнейшая выдержка при повышенной температуре приводит к их коагуляции под влиянием свободной энергии на поверхности раздела выделившаяся фаза – матрица. Этот процесс носит название «созревание Оствальда» [45]. Укрупнение микроструктуры и высвобождение избыточной поверхностной энергии происходит вследствие повышенной растворимости мелких частиц, так как у них больше величина отношения площади поверхности к объему. Таким образом, частицы больших размеров растут за счет более мелких, кинетика роста зависит от фактора, определяющего скорость реакций, среднее расстояние между частицами со временем возрастает.

Ярким представителем сплавов, упрочняемых с помощью процессов дисперсионного твердения, являются быстрорежущие стали. При лазерной модификации быстрорежущих сталей образуется мелкозернистая структура

мартенсита с большой плотностью дефектов кристаллической решетки. После отпуска структура состоит из карбидов, диспергированных в дислокационной субструктуре, причем параметры, контролирующие упрочнение такой структуры, неизвестны [45].

По уровню и разнообразию легирования, фазовых превращений и структуре, быстрорежущие стали являются наиболее сложными сплавами на основе железа [44-45]. Резервы увеличения износостойкости деталей и инструментов из быстрорежущих сталей за счет оптимизации структуры далеко не исчерпаны, данный вопрос требует глубокого изучения.

1.5.4. Свойства быстрорежущих сталей после стандартной технологии упрочнения и анализ причин выхода фасонных фрез из строя

Быстрорежущие стали, созданные более 100 лет назад, остаются основным материалом для изготовления металлорежущих инструментов [44, 74-79]. Также они применяются для изготовления тяжелонагруженных штампов холодного прессования и ряда деталей, работающих при повышенных температурах. Важнейшие свойства: теплостойкость, прочность, твердость и износостойкость определяют работоспособность изделий из быстрорежущих сталей [44]. Срок службы деталей и инструментов в большинстве случаев определяется износостойкостью контактных поверхностей, поэтому разработка новых технологий поверхностной модификации материала является важной и актуальной проблемой.

Традиционная технология производства быстрорежущих сталей включает отливку, горячую деформацию слитков, закалку и трехкратный отпуск [44]. По мере возрастания массы отливки из-за снижения скорости охлаждения наблюдается увеличение размера зерна в стали, укрупняются первичные карбиды, повышается количество ледебуритной эвтектики, которая

располагается в виде сетки по границам зерен, дендритное строение становится грубее. Существенному увеличению свойств традиционных быстрорежущих сталей препятствует карбидная неоднородность структуры. Известно, что инструменты, изготовленные из быстрорежущих сталей, упроченных по стандартной технологии, могут выходить преждевременно из строя из-за выкрашивания карбидных включений в режущей кромке [84-86, 90-91]. Крупные карбидные частицы, выходя на поверхность трения и выкрашиваясь, играют роль дополнительного абразива и ускоряют износ [44]. Они не растворяются в матрице при стандартной термообработке. Углерод и легирующие компоненты, входящие в их состав, не используются для повышения вторичной твердости и теплостойкости, приобретаемых сталями в результате дисперсионного твердения при высокотемпературном отпуске. В работе [86] отмечается, что показатель эффективности использования легирующих компонентов вольфрама и молибдена для создания наиболее важных свойств теплостойкости и вторичной твердости в стали Р6М5 после стандартной закалки составляет всего 55%. Разрабатываемые меры по совершенствованию технологии литья и деформации слитков не решили этих проблем [44].

В работе [89] авторы выявили ликвацию углерода и легирующих компонентов в пределах участков мартенситной матрицы размером 5...10 мкм, образующуюся вокруг эвтектических карбидов. Химическая неоднородность приводит к уменьшению твердости и теплостойкости центров локальных участков мартенситной матрицы, что служит причиной снижения износостойкости инструмента, упроченного по стандартной технологии. Получение быстрорежущей стали с устраненной внутريدендритной ликвацией является важным резервом на пути повышения ее эксплуатационных характеристик.

Следовательно, традиционная технология производства быстрорежущих сталей, включающая отливку, горячую деформацию слитков, закалку и трехкратный отпуск не совершенна. Разработка новых способов модификации,

позволяющих повысить эффективность использования легирующих компонентов вольфрама и молибдена – путь к существенному увеличению износостойкости быстрорежущих сталей.

В работе [80] проведен анализ условий работы металлорежущего инструмента и представлены статистические данные причин его выхода из строя. Отмечается, что эксплуатация металлорежущего инструмента проходит в сложных условиях высоких контактных напряжений, разогрева режущей кромки. Возможно воздействие ударных нагрузок и вибраций.

В большинстве работ выделяют три основных механизма изнашивания металлорежущего инструмента — абразивное, адгезионное и диффузионное [79, 80]. Общеизвестно, что необходимым условием реализации абразивного изнашивания быстрорежущего инструмента является наличие в материале заготовки частиц, превосходящих по твердости мартенсит, причем скорость изнашивания зависит от их количества, размера и распределения [80]. Считается, что для металлорежущего инструмента, изготовленного из быстрорежущих сталей, наиболее характерным видом изнашивания является абразивное (табл. 1.2.).

Например, фасонные фрезы (канавочные), применяемые для нарезания канавок в заготовках спиральных сверл, работают в условиях интенсивного изнашивания, что связано как с их конструктивными особенностями, так и с природой обрабатываемого материала [80]. Задняя поверхность такой фрезы очерчена по архимедовой спирали, что не позволяет создать достаточно большой задний угол для уменьшения сил трения между зубом и поверхностью резания обрабатываемой заготовки. Значительная длина активной режущей кромки зуба увеличивает площадь контакта инструмент – заготовка, а ее криволинейный профиль затрудняет удаление стружки, что дополнительно интенсифицирует изнашивание инструмента. Отрицательное влияние на процесс изнашивания оказывают присутствующие в структуре обрабатываемого материала (быстрорежущая сталь) частицы карбидов высокой твердости [80]. Как

следствие, интенсивное абразивное изнашивание является основной причиной выхода из строя фрез подобного типа (табл. 1.2) [80].

Таблица 1.2. Преимущественные причины выхода инструментов из строя (%) [80]

Причины выхода из строя	Фрезы				
	канавочные	спиночные	одноугловые	фасонные	цилиндрические
Поломка	0,5	0,5	4...7	2...4	1
Скалывание	3...5	2	3...6	1...2	1...2
Микрорывкрашивание режущей кромки	1...2	6...8	4...6	2...3	1...2
Окислительно-абразивное изнашивание	61...63	66...68	51...54	62...64	64...66
Адгезионное изнашивание (схватывание)	10...15	12...13	14...16	16...19	12...14
Пластическая деформация (смятие и течение)	18...21	10...12	16...19	12...13	18

1.5.5. Микроструктура и свойства быстрорежущих сталей после лазерной модификации

Повышение эффективности использования легирующих компонентов вольфрама и молибдена для создания в быстрорежущих сталях более высокого комплекса свойств возможно за счет более полного по сравнению со стандартной обработкой растворения первичных карбидов в металлической матрице при лазерном плавлении контактных поверхностей. Этому вопросу посвящено несколько публикаций, например, [35, 90, 91]. В этих немногочисленных работах

приводятся противоречивые результаты, не позволяющие сделать однозначные выводы об эффективности лазерного плавления быстрорежущих сталей.

В качестве примера приведем данные работы [35]. На рисунке 1.9, *а* показан график изменения микротвердости по глубине зоны лазерного воздействия в быстрорежущей стали марки Р6М5 с плавлением поверхностных слоев на небольшую глубину (менее 0,1 мм).

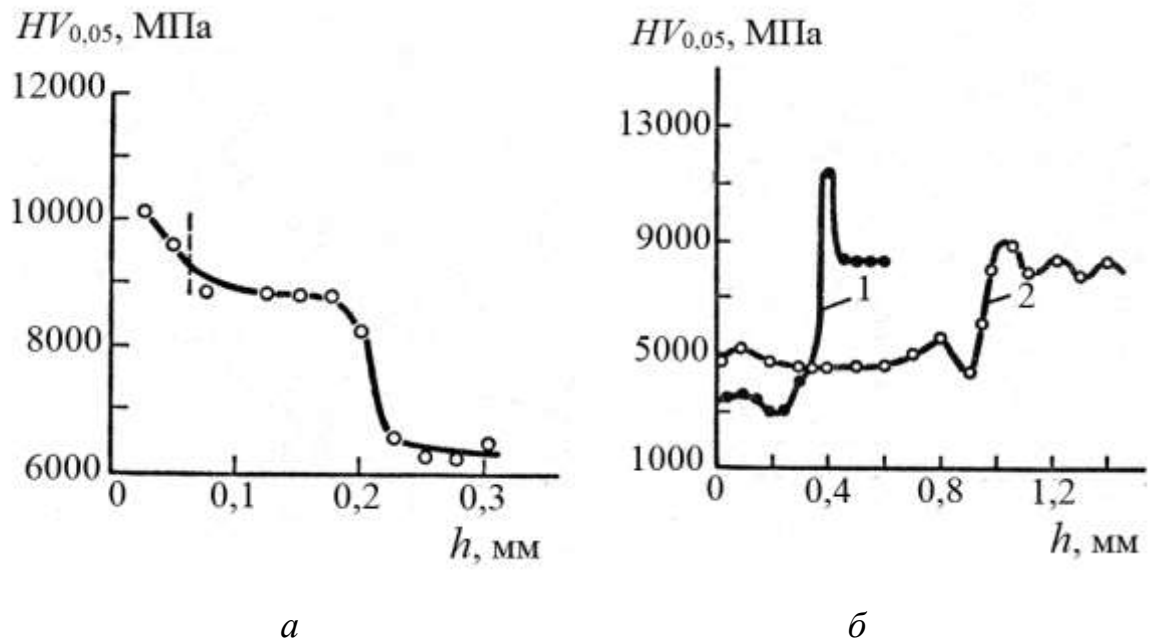


Рисунок 1.9. – Изменение микротвердости по глубине зоны лазерного воздействия стали Р6М5 после обработки с минимальным плавлением (пунктирная вертикаль – граница зоны оплавления) (*а*) и при обработке с бóльшей глубиной плавления: 1 – Р6М5; 2 – Х12М (*б*) [35]

Использовали CO_2 -лазер с длиной волны 10,6 мкм. Плавление поверхности осуществляли с помощью непрерывного излучения на режимах: мощность 1 кВт, скорость сканирования – 8,3 мм/с. Микротвердость зоны плавления достаточно велика, около 10000 МПа. Увеличение глубины плавления свыше 0,4 мм при мощности 1,5 кВт и скорости 47 мм/с приводит к сильному понижению микротвердости в зоне плавления стали Р6М5 (до 3000...3300 МПа). Лишь на

границе с зоной термического влияния микротвердость повысилась до 11400 МПа (рисунок 1.9, б).

Резкое снижение микротвердости в зоне плавления на глубину $\sim 0,4$ мм авторы работы [35] объясняют тем, что при такой обработке происходит полное растворение карбидов в матрице, выравнивание химического состава расплава и образование аустенитной структуры с низкой микротвердостью, однако данных фазового анализа стали в зоне лазерного воздействия или других доказательств данного утверждения в статье не представлено.

Влияние лазерного плавления поверхности быстрорежущей стали марки М2 (аналог Р6М5) на микроструктуру и микротвердость исследовано в работе [90]. Использовали твердотельный импульсный Nd-YAG-лазер с длиной волны 1,06 мкм. Режимы обработки: мощность 30, 40 и 60 Вт, диаметр луча 0,5 мм, длительность импульса 0,8 и 2,5 мс. Частота импульсов 20 и 50 Гц, скорость сканирования 0,5, 1 и 2 мм/с. Лазерное плавление выполняли в защитной среде аргона.

При лазерном плавлении произошло полное растворение карбидов и при повторной кристаллизации сформировалась ячеистая структура, по границам ячеек в виде сплошной сетки располагается эвтектика. Фазовый состав стали в зоне плавления в основном представлен δ ферритом, а также карбидами M_6C и небольшим количеством аустенита. Лазерное плавление поверхности привело к измельчению микроструктуры и изменению ее морфологии. Из 9 исследуемых образцов, полученных при лазерном плавлении поверхности на различных режимах, наименьшая глубина плавления составляла 0,11 мм. Микротвердость зоны плавления – 4400 МПа, образец с наибольшей глубиной плавления – 0,44 мм имел среднюю микротвердость около 4000 МПа. Учитывая, что после стандартной обработки – объемной закалки и трехкратного отпуска при температуре 560 °С эта сталь имеет микротвердость порядка 8600 МПа, мы видим, что авторы работы [90] также, как и в предыдущем примере, получили

пониженную микротвердость в результате лазерного плавления поверхности быстрорежущей стали, причем не зависимо от глубины лазерного плавления.

В некоторых работах исследователям удалось добиться положительных результатов при лазерном плавлении быстрорежущей стали. Например, в статье [91] авторы проводили лазерное плавление передней поверхности и двух задних поверхностей токарных резцов, изготовленных из сталей М2 (аналог Р6М5) и М35 (аналог Р6М5К5) [91]. Обработку выполняли с использованием непрерывного излучения СО₂-лазера с мощностью 0,8 кВт. Плотность мощности лазерного излучения $4 \cdot 10^8$ Вт/м². Скорость сканирования луча – 21,2 мм/с. Лазерное плавления выполняли в защитной среде аргона.

Глубина расплавленного слоя 600...800 мкм. Распределение микротвердости по глубине расплавленного слоя показано на рисунке 1.10.

После лазерного плавления резцы подвергали отпуску при температуре 560 °С в течение 2 часов для снятия напряжений, образовавшихся при лазерном воздействии и прохождения процессов дисперсионного твердения в расплавленном слое. На рисунке 1.11 дано распределение микротвердости по глубине зоны плавления после отпуска. Следует отметить, что авторы работы получили в зоне плавления повышенные значения микротвердости – 9600...10500 МПа, что на 1000...2000 МПа выше, чем после стандартной обработки сталей.

После отпуска упрочненные поверхности шлифовали, так что толщина зоны плавления составляла 200...250 мкм и затем проводили стойкостные испытания резцов. Результаты показали, что срок службы инструмента из стали М2 после лазерной обработки и отпуска был на 200% ... 500% выше, чем после стандартной обработки. Срок службы инструмента из стали марки М35, после лазерного плавления и отпуска был на 20% ... 125% выше, чем у инструмента, упрочненного по стандартной технологии. Снижение износа инструмента авторы работы [91] связывают с тем, что формируется структура, содержащая в основном мартенсит, мелкие участки остаточного аустенита и тонкодисперсные

карбиды. Это приводит к получению в сплаве высокой твердости, хорошей вязкости и низкого коэффициента трения в паре инструмент – заготовка.

Полученный положительный результат характеризует свойства стали вблизи границы лазерного плавления с основой, так как две трети толщины расплавленного слоя были удалены при шлифовании. Неизвестно, по какой причине авторы работы удалили 400...550 мкм расплавленного слоя при шлифовании и какими свойствами обладала сталь в этой удаленной части модифицированного слоя.

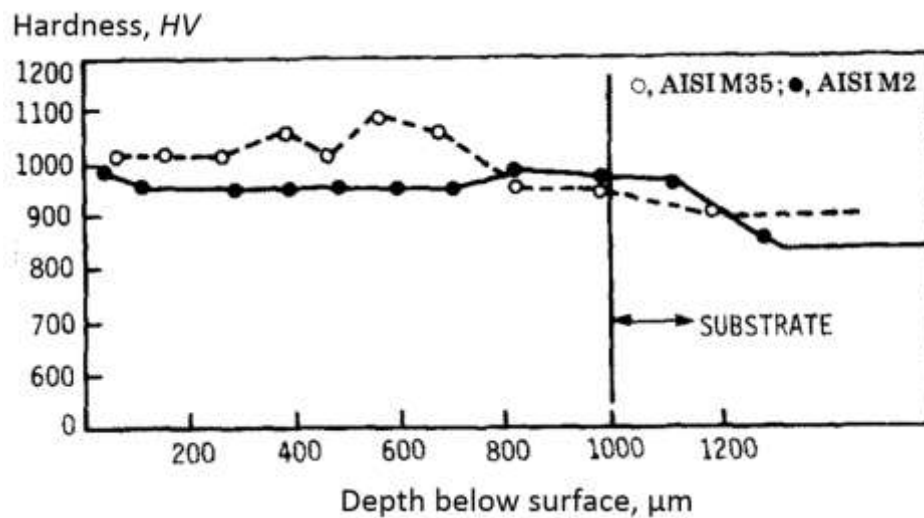


Рисунок 1.10 – Распределение микротвердости по глубине расплавленного слоя перед отпуском [91]

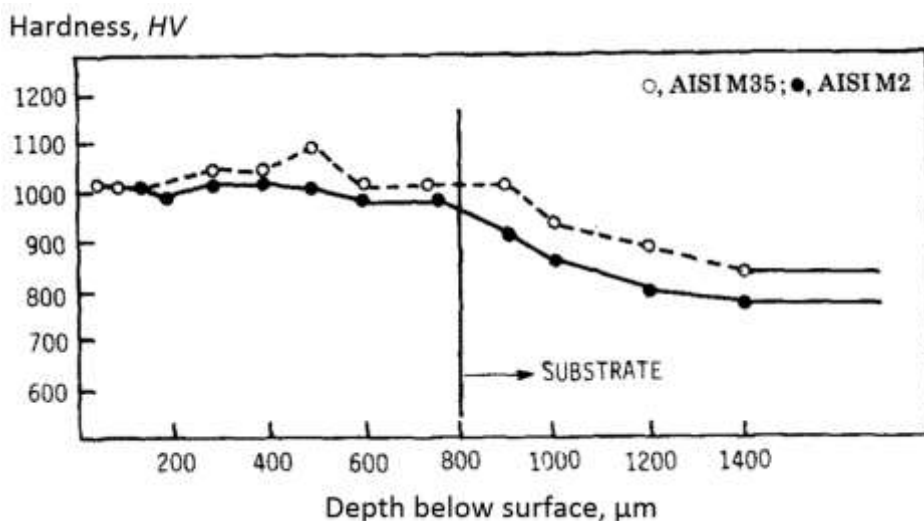


Рисунок 1.11 – Распределение микротвердости по глубине расплавленного слоя после отпуска при температуре 560 °C [91]

Анализ публикаций показал, что в быстрорежущих сталях при лазерной закалке из жидкой фазы происходит более полное растворение первичных карбидов по сравнению с традиционным нагревом под закалку в печи до температур 1230...1280 °С [44, 45], что позволяет повысить эффективность использования легирующих компонентов вольфрама и молибдена и формировать более высокий комплекс свойств быстрорежущих сталей при последующем отпуске. Однако большинство исследователей отмечают, что при кристаллизации расплава формируется микроструктура со значительной внутридендритной ликвацией, легирующие компоненты концентрируются по границам дендритных ячеек, что отрицательно сказывается на свойствах стали.

Процессы формирования структуры и свойств быстрорежущей стали при лазерной модификации с плавлением поверхности и последующего дисперсионного твердения при отпуске остаются недостаточно полно изученными, исследования в этой области имеют очень важное научно-практическое значение.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 1

Проведенный анализ литературных источников позволяет сделать следующие выводы:

– Для покрытий и модифицированных поверхностных слоев критерии оценки износостойкости контактных поверхностей узлов трения разработаны недостаточно. Классический способ определения стандартных характеристик механических свойств нанесенных покрытий и модифицированных поверхностных слоев на основе экспериментальной зависимости напряжение-деформация неприменим, так как требует изготовления специальных образцов для проведения испытаний. Для оценки износостойкости покрытий и модифицированных поверхностных слоев традиционно применяются методы

твердомерии, однако, одного этого критерия недостаточно для ее достоверной оценки.

– Многочисленные исследования показывают, что износостойкость узлов трения напрямую зависит от структурного состояния контактных поверхностей. При уменьшении размера зерна в диапазоне, когда выполняется закон Холла-Петча, прочность, твердость и износостойкость сплавов должны повышаться. В общем виде величина объемного износа V зависит от величины размера зерна d_3 , т.е. $V \sim d_3^{1/2}$. Этот вывод качественно находит подтверждение в ряде работ, однако количественный анализ влияния параметров микроструктуры на характеристики износостойкости полноценно не проведен. Исследователи как правило отмечают только общие тенденции.

– Применение лазерных технологий для нанесения покрытий и модификации поверхностей трения расширяет возможности повышения износостойкости узлов трения, так как изменяя режимы лазерного воздействия, можно управлять процессом структурообразования и формировать модифицированные слои с различными параметрами микроструктуры. Объектами исследования выбраны наплавленные Ni-Cr-B-Si покрытия подвижных уплотнительных поверхностей арматуры и инструменты из быстрорежущей стали Р6М5, работающие в условиях воздействия высоких контактных нагрузок и повышенных температур.

– Для пары трения наплавленное Ni-Cr-B-Si покрытие арматуры – стальной корпус, одним из основных видов износа является абразивный. Повышение износостойкости полученного с помощью порошковой лазерной наплавки Ni-Cr-B-Si покрытия возможно за счет последующего плавления его поверхности лазерным излучением с целью получения более дисперсной структуры. При уменьшении величины дендритного параметра d ожидается повышение износостойкости покрытия. Необходимо выяснить закономерности влияния параметров микроструктуры (величины дендритного параметра) на

характеристики износостойкости поверхностей трения для управления триботехническими свойствами покрытия.

– Для пары трения фасонная фреза из стали Р6М5 – заготовка быстрорежущей стали возможно повышение износостойкости за счет формирования дисперсной структуры при высокоскоростной перекристаллизации контактной поверхности, растворения в материале матрицы первичных карбидов и последующего дисперсионного твердения при отпуске.

Определена цель и поставлены задачи исследований по выявлению закономерностей влияния параметров структуры модифицированных лазерным излучением контактных поверхностей на износостойкость и разработке способов модификации поверхностных слоев для повышения износостойкости.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. Объекты исследований

При решении поставленных задач объектами исследования являлись наплавленные Ni-Cr-B-Si покрытия подвижных уплотнительных поверхностей арматуры и инструменты из быстрорежущей стали P6M5, работающие в условиях воздействия высоких контактных нагрузок и повышенных температур.

2.1.1. Методика нанесения покрытия никелевого сплава состава Ni – Cr – B – Si

Для повышения износостойкости, коррозионной стойкости, восстановления изношенных поверхностей деталей машин широко применяют нанесение покрытий с помощью порошковой лазерной наплавки [28-34, 50]. Порошки на основе никеля классифицируют как коррозионностойкие, жаростойкие, жаропрочные с карбидным или интерметаллидным упрочнением. Порошковые материалы состава Ni – Cr – B – Si обладают рядом ценных технологических свойств. Они имеют низкую температуру плавления 960...1000 °С, что способствует снижению термического воздействия на деталь в процессе нанесения покрытия [28], при наплавке хорошо смачивают основу, растворяя на ее поверхности оксидные пленки. Наличие в составе порошка легирующих элементов бора и кремния способствует самофлюсованию, т.е. на поверхности расплава образуется стекловидное шлаковое покрытие, которое защищает расплав от взаимодействия с воздухом. Следовательно, во время наплавки специальной защиты ванны расплава от отрицательного воздействия окружающей среды не требуется [28].

Для наплавки использовали самофлюсующийся гранулированный порошок на никелевой основе марки ПГ-19Н-01 гранулометрического состава 40...160 мкм с химическим составом, представленным в таблице 2.1 согласно ТУ 48-19-383-91.

Таблица 2.1. Химический состав наплавленного покрытия

Элемент	C	Si	B	Fe	Al	Cr	Ni
Массовая доля, %	0,3...0,6	1,2...3,2	1,7...2,5	3,2...5,0	0,8...1,3	3,9...14	осн.

В качестве материала подложки использовали углеродистую конструкционную сталь 30 (ГОСТ 1050-88), содержащую около 0,3 % углерода. В работе использовали двухступенчатый метод порошковой лазерной наплавки, т.е. проводили наплавку предварительно нанесенного материала (рисунок 2.1).

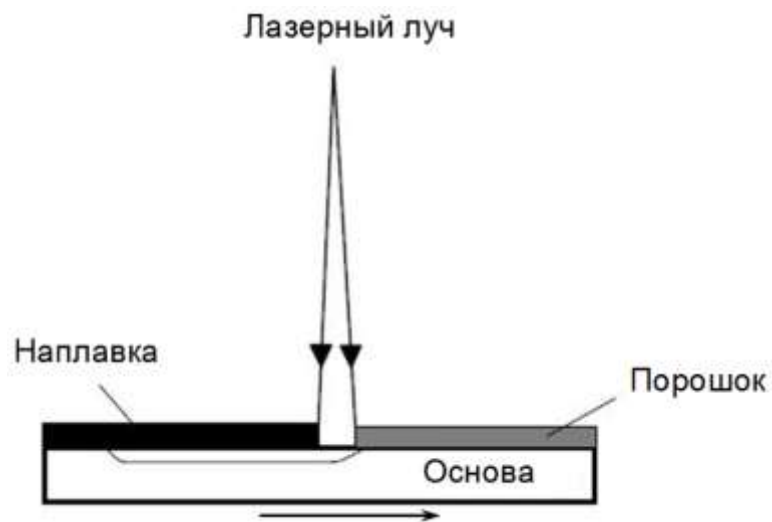


Рисунок 2.1. – Схема двухступенчатой лазерной наплавки

Присадочный материал наносили на поверхность основы с помощью специального трафарета, выравнивали по толщине и производили его плавление непрерывным лазерным излучением с перекрытием валиков 30 %. Затем последовательно наносили второй и третий слой наплавленного металла

толщиной около 700 мкм каждый. В результате были получены покрытия толщиной около 2 мм.

На рисунке 2.2 представлена макроструктура одного из наплавленных образцов (поперечный шлиф). Обозначения: 1 – покрытие, 2 – зона термического влияния, образовавшаяся в стали 30 при наплавке, 3 – основной металл.



Рисунок 2.2. – Макроструктура наплавленного образца

После наплавки покрытия состава Ni – Cr – В – Si одну часть поверхности повторно переплавили лазерным излучением по режиму №1, вторую – по режиму №2, третью часть оставили в состоянии наплавки. В таблице 2.2 даны режимы выполнения наплавки и повторного плавления поверхности покрытия.

Таблица 2.2. Режимы лазерной обработки никелевого сплава

Название обработки	Мощность, кВт	Скорость, мм/с	Диаметр пятна, мм
Наплавка	2,3	5	6
Плавление по режиму № 1	2,0	10	6
Плавление по режиму № 2	2,7	10	6

Были проведены сравнительные испытания образцов в условиях высокой интенсивности изнашивания, измерения коэффициента трения. Для установления зависимостей характеристик износостойкости поверхностей от параметров микроструктуры выполнены комплексные металлографические исследования, фазовый анализ и измерение микротвердости образцов.

2.1.2. Методика подготовки образцов быстрорежущей стали

Быстрорежущая сталь марки P6M5 относится к вольфрамомолибденовым сталям оптимального состава и является ведущей на мировом рынке производства инструментов [44]. Кроме этого, её применяют для изготовления ряда деталей, работающих при повышенных температурах, подшипников качения, тяжело нагруженных штампов холодного прессования. Среднее содержание легирующих компонентов в стали представлено в таблице 2.3.

Таблица 2.3. Химический состав стали марки P6M5 (ГОСТ 19265-73)

Элемент	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Co	Fe и прим.
Масс. доля, %	0,82...0,9	0,2... 0,5	0,2... 0,5	до 0,6	3,8... 4,4	4,8... 5,3	5,5... 6,5	1,7... 2,1	до 0,5	ост.

Заготовки из быстрорежущей стали марки P6M5 размером 120×20×5 мм упрочняли по стандартной технологии закалки при температуре нагрева 1230 °С с охлаждением в масле и последующего трехкратного отпуска при температуре 560 °С. После объемной термообработки заготовки подвергали модификации с помощью лазерного плавления, в результате которой происходила высокоскоростная перекристаллизация поверхностного слоя (лазерная закалка из жидкой фазы). После лазерной модификации выполняли отпуск образцов в муфельной печи на различных режимах.

Режимы лазерной модификации и размеры зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) представлены в таблице 2.4. Мощность излучения изменяли в пределах 1,5...2,4 кВт, скорость перемещения луча 10...25 мм/с, диаметр пятна излучения на обрабатываемой поверхности 6 мм. Глубина расплавления поверхностного слоя образцов изменялась от 20 мкм (образец № 9) до 1030 мкм (образец №10).

Таблица 2.4. Режимы лазерной модификации и размеры ЗЛВ

№ образца	Мощность, кВт	Скорость, мм/с	Глубина расплавленного слоя, мм	Глубина ЗЛВ, мм
1	2,4	15	0,45	1,12
2	2,4	20	0,39	1,09
3	2,4	25	0,30	1,00
4	2,0	15	0,38	1,07
5	2,0	20	0,35	0,98
6	2,0	25	0,25	0,90
7	1,5	15	0,25	0,85
8	1,5	20	0,09	0,67
9	1,5	25	0,02	0,58
10	2,2	10	1,03	1,50

В качестве примера на рисунке 2.3 представлено изображение макрошлифа поперечного сечения образца № 10 в зоне лазерного воздействия.

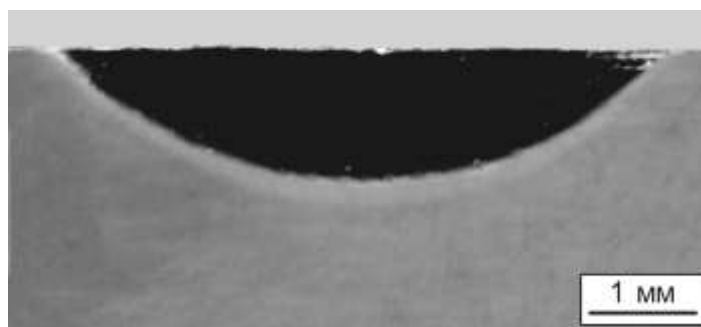


Рисунок 2.3. – Макрошлиф поперечного сечения образца № 10 стали марки Р6М5

После лазерной закалки проводили отпуск образцов в муфельной печи при температурах: 150, 200, 300, 400, 500, 560 °С в течение 40 минут.

Остаточный аустенит быстрорежущих сталей, содержащих в своем составе молибден, менее устойчив, чем у вольфрамовых сталей и превращается главным

образом при однократном отпуске [44]. Так как требуется отпустить только поверхностные слои стали в зоне лазерного воздействия, была проведена серия экспериментов по проведению кратковременного отпуска при температурах: 200, 520, 540, 560, 580, 600 °С с сокращенным временем выдержки образцов в муфельной печи до 5 минут.

2.2. Лазерные технологии и оборудование

Лазерную модификацию и наплавку образцов выполняли в ООО Центр лазерных технологий г. Владимир с использованием автоматизированного лазерного технологического комплекса модели АЛТКУ-3, внешний вид которого представлен на рисунке 2.4; в таблице 2.5 даны его основные технические характеристики.



Рисунок 2.4. – Внешний вид лазерного комплекса модели АЛТКУ-3

Таблица 2.5. Технические характеристики лазерного комплекса

Наименование параметров	модель АЛТКУ-3
Тип лазера	многоканальный CO ₂ - лазер
Мощность излучения, кВт	0,3...3,3
Режим работы лазера	непрерывный, импульсно-периодический
Диаметр пятна излучения, мм	5...6
Количество степеней подвижности манипулятора луча	5
Зона обработки по x, y, z, мм	1000×1000×400
Линейная скорость обработки, мм/с	7...16

Комплекс состоит из специально разработанного для наплавки и термоупрочнения многоканального CO₂ – лазера с мощностью выходного излучения 3 кВт и технологического поста с пятью координатами манипулирования лучом и двумя координатами манипулирования обрабатываемой деталью, обеспечивая широкие технологические возможности обработки любых сложных поверхностей деталей.

При лазерной наплавке и модификации необходимо обеспечивать равномерный тепловвод в поверхностный слой материала в зоне обработки. Однолучевые лазеры с гауссовым распределением плотности мощности в сечении луча для наплавки и модификации применять нежелательно. Используемый в настоящей работе лазерный технологический комплекс модели АЛТКУ-3 имеет важное преимущество в том, что оснащен многоканальным CO₂ – лазером. Лазерный пучок состоит из 40 лучей малой мощности и распределение плотности мощности в сечении общего луча оптимизировано [33, 34].

2.3. Методика проведения трибологических испытаний¹

Для пар трения: наплавленное Ni-Cr-B-Si покрытие арматуры – стальной корпус, фасонная фреза из стали Р6М5 – заготовка быстрорежущей стали одним из основных видов изнашивания является абразивный. Для проведения сравнительных испытаний на изнашивание о закрепленный абразив была выбрана схема шар – плоскость (рисунок 2.5). Испытания на изнашивание проводились на комплексе «Ресурс-ЭК», который включает в себя двухпозиционный микротрибометр и пятипозиционный стенд для испытаний на трение и изнашивание, а также необходимую измерительную аппаратуру и источники питания.

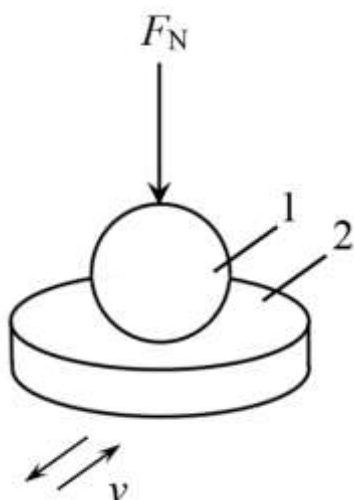


Рисунок 2.5. – Схема контактного взаимодействия при испытании на изнашивание. F_N – усилие; v – скорость поступательного движения; 1, 2 – пара трения

В качестве контробразца использовали сферические наконечники с закрепленными алмазными частицами. Диаметры используемых наконечников 1...1,8 мм, средний размер абразивных частиц 25...130 мкм. Рабочая поверхность наконечников создается методом гальванопластики в несколько слоев, что обеспечивает плотность укладки алмазных зерен и повышает режущую эффективность.

¹ Автор благодарен доценту Новоселовой М.В. и профессору Измайлову В.В. за помощь в проведении испытаний и консультации.

На рисунке 2.6 показан участок станда с одним из закрепленных образцов и внешний вид контрообразца.

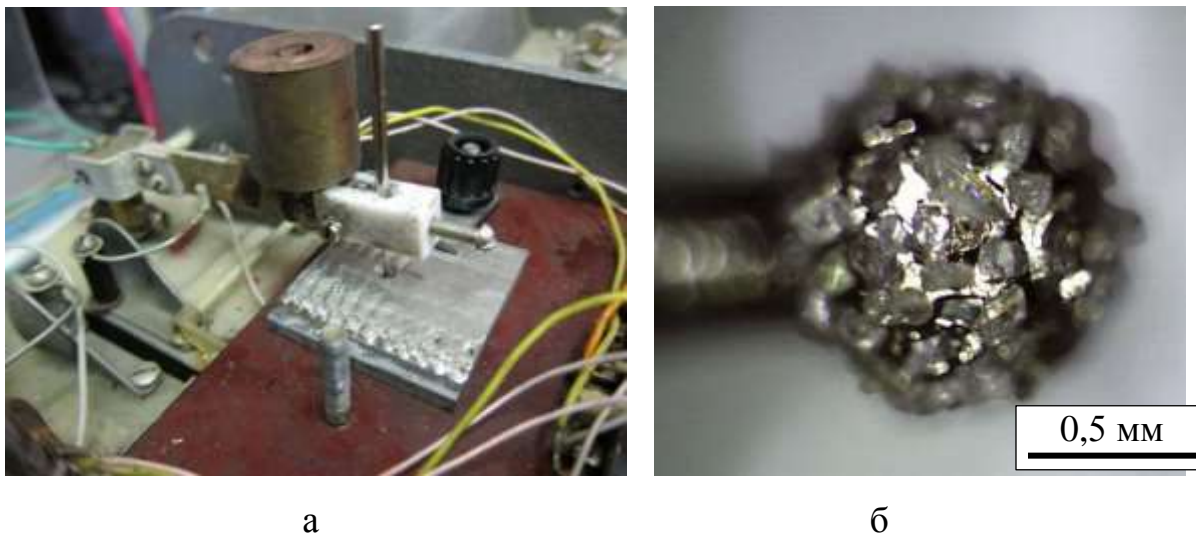


Рисунок 2.6. – Участок станда с закрепленным образцом (а) и изображение контрообразца (б)

К контакту прикладывали усилие в 0,49 Н (50 гс). Тангенциальные возвратно-поступательные перемещения контрообразцов осуществлялись электромеханическим приводом с питанием от генератора с частотой 20 Гц. За один период путь трения составлял 10...12 мм. Для никелевых сплавов время проведения испытаний составляло $t = 5,5$ часов. Общий путь трения около 5500 м. Каждый стальной образец подвергался испытанию в течение времени $t = 10$ часов. Общий путь трения $x = 7200...8600$ м.

Характеристики изнашивания образцов определяли по глубине следа (канавки) износа. Максимальную глубину h_{max} и ширину D канавки износа измеряли по профилограммам, записанным на профилографе-профилометре от средней линии неизношенной части шероховатой поверхности плоской контакт-детали.

Для выполнения бесконтактной профилометрии использовали также интерферометр высокого разрешения NanoMap 1000WLI, сканирующий в белом свете. На рисунке 2.7 представлен пример изображения участка канавки износа и её профиля.

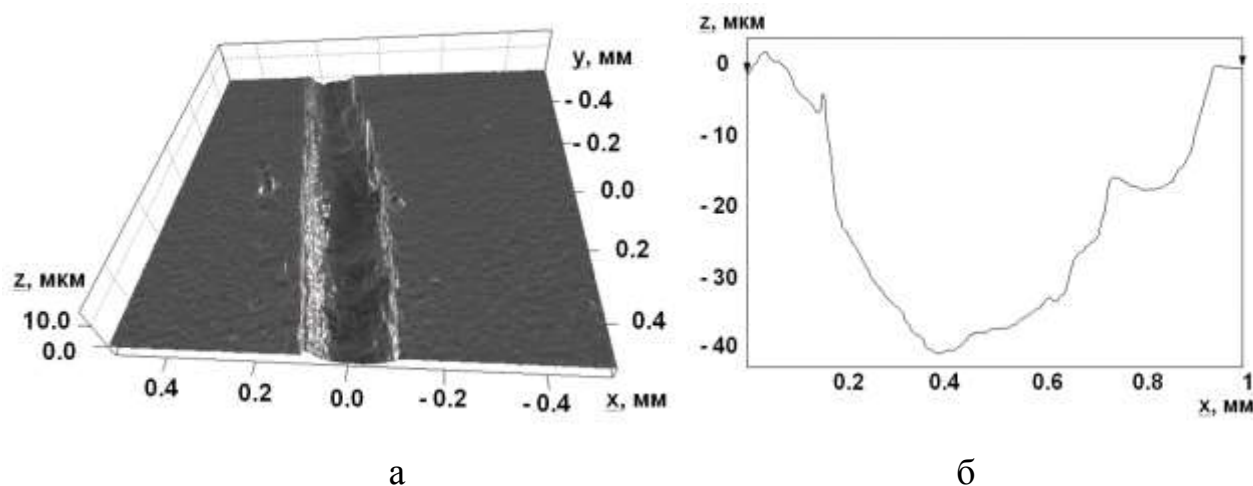


Рисунок 2.7. – Изображение участка канавки износа (а) и её профиль (б)

Рассчитывали стандартные характеристики изнашивания (ГОСТ 27674-88): скорость изнашивания $u = V/t$; линейную интенсивность изнашивания $I_h = h_{max}/x$; объемную интенсивность изнашивания $I_v = V/x$, где V – объем удаленного материала.

2.3.1. Определение коэффициента трения²

Коэффициент трения (его величина и зависимость от нормальной нагрузки) является комплексной информативной характеристикой пары трения, позволяющей оценить характер фрикционного взаимодействия и преобладающий механизм трения и изнашивания. Для определения коэффициента трения образцов был использован микротрибометр (Патент РФ

² Автор благодарен доценту Новоселовой М.В. и профессору Измайлову В.В. за помощь в проведении испытаний и консультации.

2150688). На рисунках 2.8 и 2.9 показаны: схема прибора и схема измерения коэффициента трения.

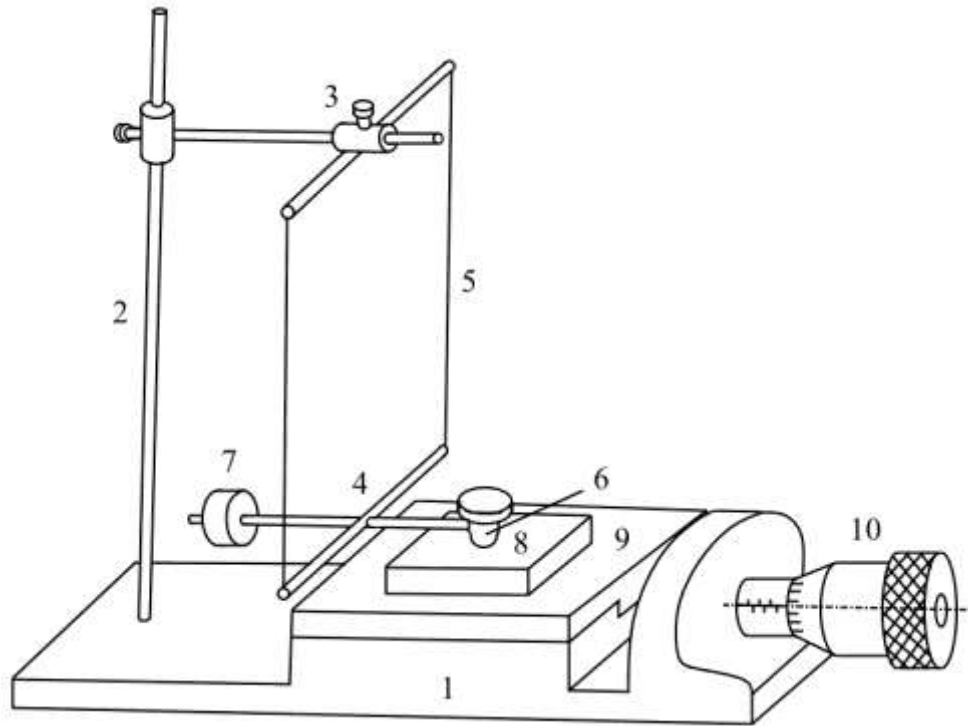


Рисунок 2.8 – Схема микротрибометра (Патент РФ 2150688) [68]

Прибор состоит из массивного стального основания 1, стойки 2 с подвижной траверсой 3 и держателя контрообразца 4, подвешенного к траверсе на двух параллельных нитях 5. Держатель контрообразца имеет вид крестообразной балки, на одном конце которой находится контрообразец 6, а на противоположном конце – уравнивающий его противовес 7. Противовес перемещается по стержню крестообразной балки до такого положения, при котором подвешенная на нитях балка приходит в состояние безразличного равновесия. Образец 8 помещается на поверхность каретки 9, которая может свободно скользить в горизонтальном направлении по направляющим основания 1. Перемещение каретки осуществляется с помощью микрометрического винта 10, жестко закрепленного на основании прибора.

Измерения коэффициента трения проводились по схеме шар-плоскость, плоский образец изготовлен из исследуемого материала, сферический контробразец из стали марки ШХ15 или оксида алюминия (корунда). Коэффициенты трения определяли при нормальных нагрузках на контакт, которые создавали разновесами массой от 50 до 600 мг. Диаметр пятна контакта 1...3 мкм. Особенностью данной установки является возможность на малой площади контакта локально определять коэффициент трения. Перед проведением испытаний поверхность образцов шлифовали и полировали до зеркального блеска на алмазных пастах, тщательно промывали этиловым спиртом, затем бензолом и протирали чистой хлопчатобумажной тканью.

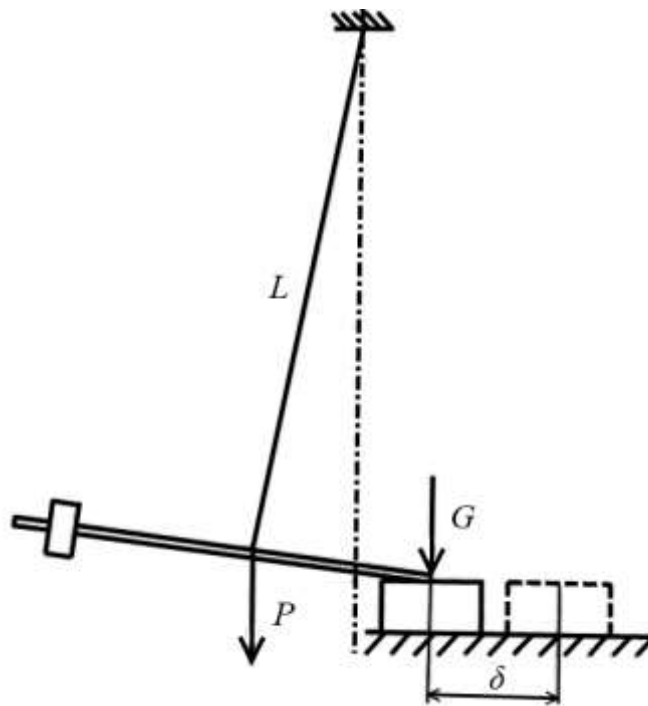


Рисунок 2.9 – Схема измерения коэффициента трения на трибометре [68]

Образец устанавливали на горизонтальную плоскость каретки. Подводили держатель контробразца к поверхности образца и приводили его в такое положение, при котором он находился в равновесии в горизонтальной плоскости, а сферический контробразец (шарик) слегка касался поверхности образца. После этого прикладывали заданную нормальную нагрузку G на

контакт с помощью разновесов. Затем приводили в движение каретку с образцом при помощи микрометрического винта. При этом контрообразец за счет трения перемещался вместе с образцом, а нити отклонялись от вертикали. Образец двигали до тех пор, пока шарик не начинал проскальзывать относительно образца. Величину совместного смещения δ образца с контрообразцом определяли по шкале микрометрического винта.

Коэффициент статического трения f рассчитывали по формуле (2.1)

$$f = \frac{P \delta}{G L}, \quad (2.1)$$

где P – вес балки с контрообразцом и противовесом; δ – величина совместного линейного перемещения образца и контрообразца до начала их относительного проскальзывания в мм; G – вес груза, равный нормальной нагрузке N на контакт; L – длина нити, на которой подвешен держатель контрообразца. Результаты измерений коэффициента трения f рассчитывали при доверительной вероятности $\alpha = 0,95$. Измерение при одной нагрузке повторяли 10...20 раз.

2.4. Методы исследования микроструктуры и фазового состава

2.4.1. Оптическая микроскопия и цифровая обработка изображений микроструктур

Для анализа макро- и микроструктуры модифицированных поверхностей быстрорежущей стали и наплавленного никелевого сплава были приготовлены металлографические шлифы. Полученные образцы предварительно разрезали на электроэрозионном станке.

Подготовку шлифов проводили поэтапно. В начале выполняли шлифовку плоских поверхностей заготовок. В качестве абразивных материалов использовали микропорошок Al_2O_3 (корунд) с номерами от M28 до M3 и алмазные пасты с размером абразивных частиц 10/7, 7/5, 5/3 мкм. При шлифовке срезаются микронеровности обрабатываемой поверхности абразивными частицами за несколько стадий, постепенно уменьшая размер абразивных частиц. При каждом переходе на более мелкий размер абразивных частиц, проводилась тщательная промывка и контроль поверхности шлифа с помощью оптического микроскопа.

После шлифовки выполняли полировку образцов на алмазной пасте зернистостью 1/2 и 0/1 мкм. Микроструктуру образцов быстрорежущей стали выявляли химическим травлением в 3 % спиртовом растворе азотной кислоты. Никелевые сплавы подвергали химическому травлению путем протирания поверхности шлифа раствором следующего состава: 20 см³ HCl, 20 см³ H₂O, 4 г CuSO₄·5H₂O [71].

Металлографические исследования проводили с использованием инвертированного оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Vert.A1MAT с возможностью документирования изображения микроструктуры с помощью цифровой камеры и дальнейшей обработки фотографий с помощью программы анализа изображений ZEN blue Image Acquisition. Использовались методы исследования: светлое поле, темное поле, поляризация.

Метод светлого поля является основным при металлографических исследованиях. В формировании изображения участвует весь конус лучей, прошедших через объектив микроскопа. В результате химического травления образцов выявляются границы зерен, на полированных поверхностях появляется микрорельеф, образуются продукты травления обычно в виде тонких пленок [71]. Оптический контраст в изображении микроструктуры сплава возникает за счет того, что различные структурные составляющие по-разному отражают падающий на поверхность шлифа свет.

Метод темного поля применяют в тех случаях, когда исследуемый образец имеет фазы, по-разному рассеивающие свет, например, рельеф, неметаллические включения в металлической матрице.

При анализе неметаллических включений и специфики рельефа шлифа оптический контраст может усиливаться при наблюдении микроструктуры в поляризованном свете.

Цифровая обработка изображений микроструктуры позволяет достаточно удобно и быстро решать важнейшие задачи стереометрической металлографии. При этом используется богатый арсенал методов количественной металлографии и их строгое математическое обоснование, разработанное в прошлые годы [70].

Для бинарных изображений автоматический подсчет числа пикселей двух классов по признаку яркости позволяет определить долю фазы на площади шлифа ΣF_α . В свою очередь, по С.А. Салтыкову [70] значение ΣF_α связано с долей фазы в объеме сплава ΣV_α первым основным стереометрическим соотношением:

$$\Sigma V_\alpha = \Sigma F_\alpha \quad (2.2)$$

Соотношение (2.2) позволяет автоматически выполнять количественный анализ по определению доли фазы в сплаве [70].

2.4.2. Растровая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ

Исследование микроструктуры также проводили методами растровой электронной микроскопии. Работы выполнялись с помощью микроскопа модели JEOL JSM-6610LV производства Япония. Для получения изображения микроструктуры растровый электронный микроскоп использует детектор

вторичных электронов (SE – secondary electrons) и обратно рассеянных электронов (BSE – back scattered electrons; другое название – отраженные (RE – reflected electrons)).

Коэффициент обратного рассеивания электронов значительно зависит от атомного номера элемента, поэтому детектирование обратно рассеянных (отраженных) электронов позволяет с высокой эффективностью различать материал образцов и получать изображения микроструктуры с высоким фазовым контрастом.

Изображение во вторичных электронах, получаемых с менее глубоких слоев, чем отраженные электроны, позволяет более эффективно выявлять особенности рельефа (морфологии) поверхности. В таблице 2.6 даны рекомендации, по выбору способа получения изображения микроструктуры в зависимости от задачи исследования.

Таблица 2.6. Использование излучения отраженных и вторичных электронов для различных задач исследования

Задача исследования	Отраженные электроны	Вторичные электроны
Выявление морфологии поверхности	–	+
Высокий фазовый контраст	+	–

Примечание: «–» – хуже, «+» – лучше

В практике металлографического анализа полезно применять оба способа получения изображения микроструктуры, так как они дополняют друг друга.

Распределение легирующих компонентов в плоскости шлифов исследовали методами рентгеноспектрального микроанализа на энергодисперсионном спектрометре Oxford INCA Energy 350.

Фазовый состав образцов определяли методами рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-4-07 с использованием монохроматизированного кобальтового K_{α} -излучения, а также на дифрактометре Bruker D8 Advance (Германия).

2.5. Измерение микротвердости

Измерение микротвердости образцов выполняли с помощью отечественного прибора ПМТ-3 согласно ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002) [69]. В качестве индентора применяли четырёхгранную алмазную пирамидку с квадратным основанием. Для измерения микротвердости образцов быстрорежущей стали использовали нагрузку 1,96 Н (200 гс), для никелевого сплава – 0,98 Н (100 гс).

Микротвердость $HV_{0,2}$ рассчитывали по формуле (2.3):

$$HV_{0,2} = \frac{1,854 \cdot F}{d^2} \text{ [МПа]} \quad (2.3)$$

где F – нагрузка, Н; d – длина диагонали отпечатка, мм.

Статистическая достоверность результатов измерений была обеспечена нанесением достаточного количества отпечатков (не менее десяти).

ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ Ni-Cr-B-Si ПОКРЫТИЯ, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Глава посвящена вопросам установления закономерности влияния параметров микроструктуры Ni-Cr-B-Si покрытия на характеристики износостойкости и разработке способа получения Ni-Cr-B-Si покрытия с повышенной износостойкостью для пары трения наплавленное Ni-Cr-B-Si покрытие арматуры – стальной корпус. Представлены результаты исследований трибологических свойств, микроструктуры, микротвердости, фазового состава Ni-Cr-B-Si покрытий, полученных методом порошковой лазерной наплавки и последующей высокоскоростной перекристаллизации при лазерной модификации поверхностных слоев на разных режимах. Разработан способ получения износостойкого Ni-Cr-B-Si покрытия, предложен инженерный метод количественной оценки износостойкости наплавленного покрытия по характеристике микроструктуры – величине дендритного параметра.

3.1. Микроструктура и микротвердость наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия

Проведенный анализ литературных источников (глава 1, п. 1.5.1, 1.5.2) показал, что нанесение покрытий системы Ni-Cr-B-Si осуществляется многими способами: электродуговой, лазерной, плазменной, газовой наплавкой, газотермическим напылением, и некоторыми другими. Структура и свойства покрытий одинакового состава, но полученных по разным технологиям, могут значительно различаться.

В настоящей работе для нанесения Ni-Cr-B-Si покрытия использовали технологию порошковой лазерной наплавки. Режимы нанесения покрытия,

элементный и гранулометрический составы используемого для наплавки порошка даны в главе 2.

Для установления зависимости влияния параметров микроструктуры наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия на характеристики износостойкости были проведены сравнительные трибологические испытания, комплексные исследования микроструктуры, фазового состава, распределения микротвердости полученных образцов. На рисунке 3.1 представлено РЭМ-изображение наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия на углеродистую сталь 30 (поперечный нетравленный шлиф).

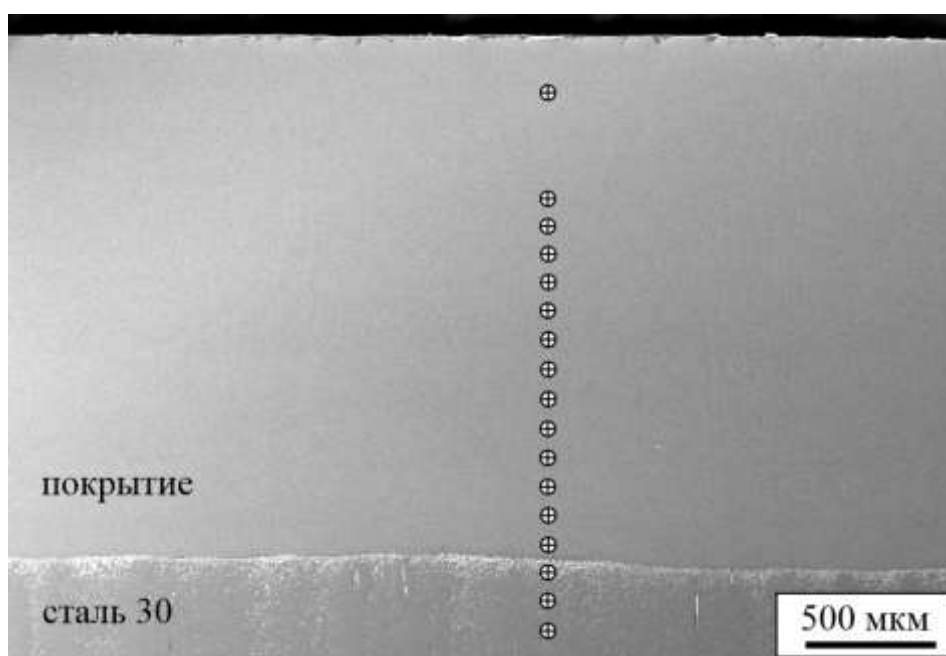


Рисунок 3.1. – РЭМ-изображение Ni-Cr-B-Si покрытия, наплавленного на сталь 30 (нетравленный шлиф). Значками отмечены участки исследования химического состава

Толщина покрытия составляет около 2 мм и одинакова по всему образцу. Граница между основным и наплавленным металлом четко выявлена. Наблюдается полное металлургическое сплавление покрытия с основой. Поры и трещины в плоскости шлифа не обнаружены. Проплавление материала подложки незначительно, линия сплавления параллельна поверхности

покрытия что показывает высокую степень однородности интегрального тепловложения при наплавке с помощью многоканального CO₂ лазера.

На рисунке 3.2 представлены изображения микроструктуры Ni-Cr-B-Si покрытия. Наплавленный металл имеет дендритную структуру высокой дисперсности. Такой тип структуры характерен для лазерных наплавки состава Ni-Cr-B-Si [96, 99-102, 105-107]. Дендриты ориентированы вдоль направления теплоотвода, эвтектика располагается в междендритных пространствах.

На рисунке 3.2 (б) можно выделить переходный слой толщиной 10...15 мкм вдоль линии сплавления, в котором отсутствует эвтектика. Очевидно, из-за перемешивания материалов покрытия и основы в этом слое произошло изменение химического состава (обогащение железом), что привело к изменениям в фазовом составе наплавленного металла.

Лазерная наплавка заключается в нанесении на поверхность изделия покрытия путем расплавления основы и присадочного материала [28]. Следовательно, химический состав наплавленного покрытия может отличаться от состава используемого для наплавки порошка за счет перемешивания материалов наплавки и подложки. Для формирования наплавленных слоев с малым коэффициентом перемешивания (0,05... 0,15) необходимо тщательно выбирать режимы лазерной наплавки и проводить контроль химического состава полученного покрытия, так как его изменение неизбежно отразится на свойствах.

Рентгеноспектральный микроанализ выполняли на нетравленном шлифе по высоте наплавленного слоя в точках, отмеченных на рисунке 3.1. Нумерация участков набора спектра начиналась от поверхности покрытия. Спектры с номерами 1...14 соответствуют материалу покрытия, с номерами 15...17 – материалу подложки. Результаты количественного анализа массового содержания химических элементов по высоте наплавленного слоя представлены в таблице 3.1.

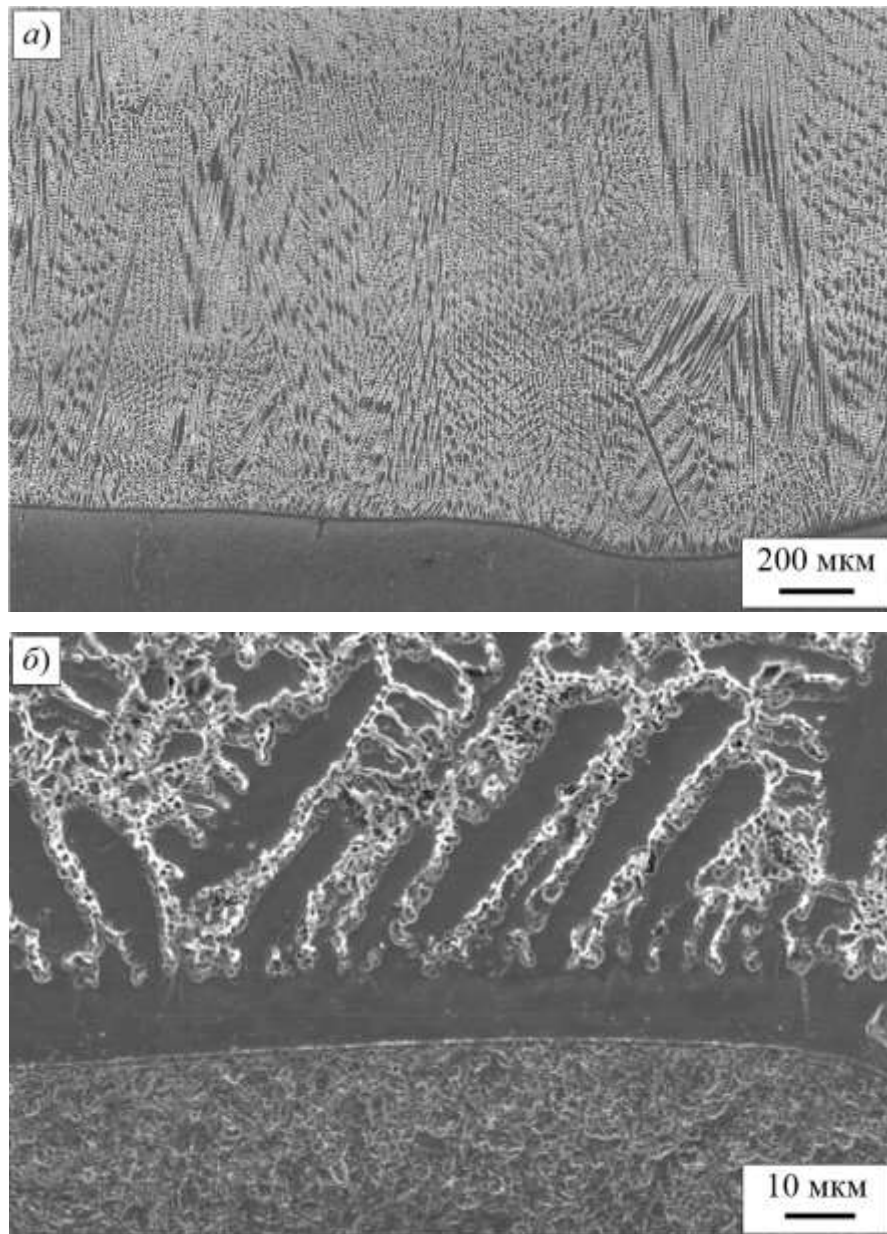


Рисунок 3.2. – РЭМ-изображения микроструктуры наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия

Таблица 3.1. Распределение химических элементов по толщине покрытия (% , масс.)

№ спектра*	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
1	0,43	3,35	5,97	–	3,93	86,32
2	0,73	3,57	6,64	–	4,26	84,80
3	0,78	3,21	6,38	–	4,49	85,14
4	0,67	3,76	5,90	–	4,10	85,56
5	0,68	3,37	6,02	–	3,76	86,17
6	0,53	3,92	7,83	–	3,46	84,27
7	0,77	3,26	5,73	–	5,21	85,03
8	0,86	3,17	6,20	–	7,02	82,75
9	0,64	3,41	6,00	–	8,23	81,72
10	–	3,59	6,81	–	8,31	81,28
11	0,95	3,23	5,86	–	10,92	79,03
12	0,65	2,93	5,96	–	11,53	78,93
13	0,97	3,02	5,30	–	13,89	76,81
14	0,57	2,49	4,50	–	23,52	68,92
15	–	–	–	0,59	99,41	–
16	–	0,34	–	0,61	99,05	–
17	–	0,32	–	0,53	99,15	–

*Примечание. Нумерация спектров начинается от поверхности покрытия.

На рисунке 3.3. дано графическое распределение железа по высоте l , мм наплавленного покрытия. Пунктирной линией показано содержание железа в исходном гранулированном порошке для наплавки марки ПГ-19Н-01.

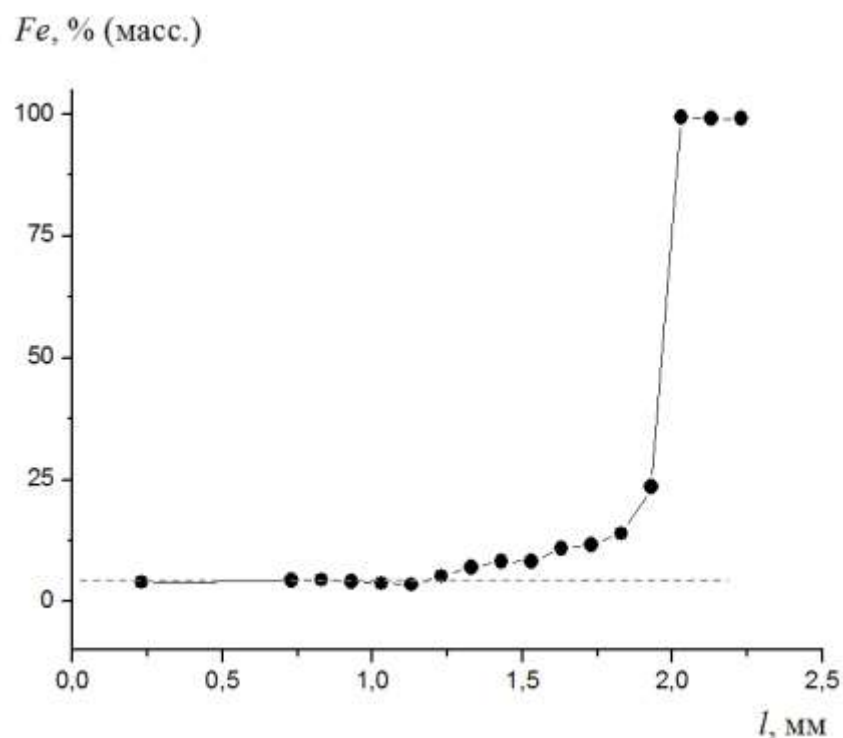


Рисунок 3.3. – Распределение железа по высоте наплавленного покрытия

Покрытие получали путем последовательного плавления трех слоев порошка (глава 2, п. 2.1.1). В первом слое наплавленного металла на расстоянии до 600...700 мкм от линии сплавления наблюдается обогащение железом до 7,0...23,5 % масс., что связано с конвекционным перемешиванием материалов подложки (углеродистой стали 30) и наплавки. Второй и третий слой наплавленного металла имеют химический состав, соответствующий исходному порошку.

На рисунке 3.4 представлены результаты измерения микротвердости по высоте наплавленного покрытия по методу восстановленного отпечатка. Точками показаны измеренные значения, линия – аппроксимация экспериментальных данных по функции Больцмана с использованием пакета программ для численного анализа данных и научной графики Origin.

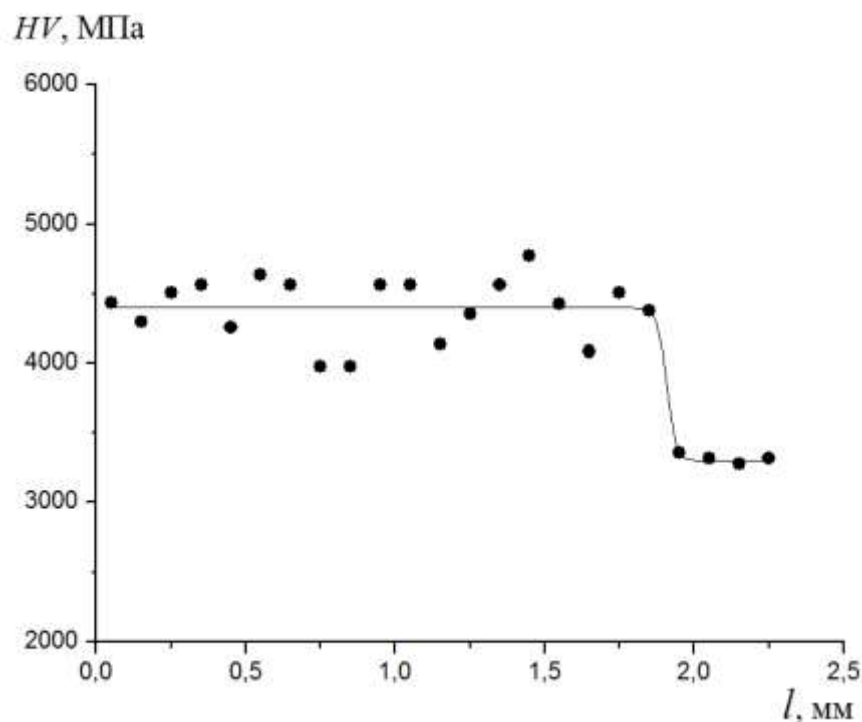


Рисунок 3.4. – Распределение микротвердости по высоте наплавленного покрытия

Уровень средней микротвердости наплавленного покрытия HV при усилии на индентор 100 г (0,98 Н), составил 4384 ± 48 МПа. При определении микротвердости по высоте покрытия с шагом 0,1 мм по 5 измерениям на каждой глубине с определением погрешности по величине среднеквадратичного отклонения с доверительной вероятностью $p = 0,95$ установлено однородное распределение микротвердости по всей толщине наплавленного слоя, что качественно соответствует результатам [99-102].

3.2. Фазовый состав Ni-Cr-B-Si покрытия

На формирование фазового состава Ni-Cr-B-Si покрытия большое влияние оказывают условия охлаждения расплава при кристаллизации и химический состав используемых для наплавки порошков. Известно, что хром обеспечивает стойкость к окислению и коррозии при повышенных

температурах, увеличение твердости покрытия за счет формирования твердых фаз [28]. Бор понижает температуру плавления и способствует формированию твердых фаз, также повышая твердость покрытий. Кремний добавляется для увеличения самофлюсующихся свойств [101]. Структура Ni-Cr-B-Si сплавов обычно состоит из вязкой матрицы и некоторого количества упрочняющих боридов и карбидов [28-35].

Сплавы на основе никеля при кристаллизации склонны к ликвационной неоднородности. Методом энергодисперсионного анализа выявлено различие в химическом составе осевых и периферийных участков дендритных ветвей [28]. На рисунке 3.5 показана микроструктура Ni-Cr-B-Si покрытия после наплавки. Квадратами отмечены участки исследования химического состава сплава.

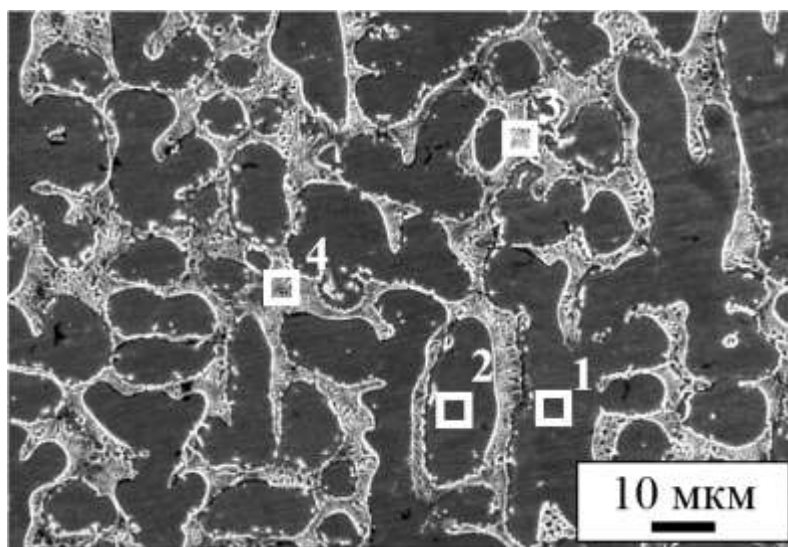


Рисунок 3.5. – РЭМ-изображение микроструктуры покрытия Ni-Cr-B-Si после наплавки. Квадратами отмечены участки исследования химического состава

В таблице 3.2 представлены данные по химическому составу отдельных фаз сплава. В частности, эвтектика содержит меньше железа, кремния и больше хрома по сравнению с γ -Ni фазой. Алюминий полностью растворяется в матрице, его содержание в эвтектике не зафиксировано.

Таблица 3.2. Химический состав покрытия (масс. %)

№ спектра	Фаза	Al	Si	Cr	Fe	Ni
1	твердый раствор	0,70	3,64	6,48	4,15	ост.
2	твердый раствор	0,93	3,34	6,58	4,34	ост.
3	эвтектика	–	1,86	7,33	2,71	ост.
4	эвтектика	–	2,24	7,56	2,68	ост.

Согласно литературным данным, промышленные сплавы системы Ni-Cr-B-Si кристаллизуются с выделением первичных упрочняющих карбидных и боридных фаз, γ – твердого раствора и эвтектики [γ + Ni₃B] [28]. В области высокопроизводительных режимов лазерной наплавки особенностью структуры этих сплавов является формирование квазиэвтектической структуры, состоящей из пересыщенного γ – твердого раствора на основе никеля и фазы Ni₃B [28]. Металлическая основа покрытия γ -твердый раствор на основе Ni имеет гранецентрированную кубическую кристаллическую решетку [81]. Фаза Ni₃B – орторомбическую структуру цементитного типа [101].

Для исследования влияния условий кристаллизации расплава на микроструктуру и свойства, после наплавки участки поверхности Ni-Cr-B-Si покрытия повторно подвергали лазерному плавлению на различных режимах, согласно данным таблицы 2.2 (глава 2).

Фазовый состав покрытия после наплавки и повторного лазерного плавления на режимах, представленных в таблице 2.2 (глава 2) не изменился, что подтверждается наложением рентгеновских дифрактограмм (рисунок 3.6) и данными таблицы 3.3.

Таблица 3.3. Межплоскостные расстояния и фазы образцов в состоянии наплавки и последующего плавления по режиму №1

Наплавка	Плавление по режиму №1	Фаза (hkl)
$d_{hkl}, \text{Å}$	$d_{hkl}, \text{Å}$	
2,4306	2,4278	Ni ₃ B (210)
2,3540	2,3512	Ni ₃ B (121)
2,2460	2,2438	Ni ₃ B (201)
2,1268	2,1249	Ni ₃ B (211)
2,0379	2,0382	Ni (111)
1,9675	1,9641	Ni ₃ B (031)
1,9350	1,9375	Ni ₃ B (112)
1,8566	1,8546	Ni ₃ B (221)
–	1,8415	Ni ₃ B (131)
1,7666	1,7649	Ni (200)
1,7270	1,7273	Ni ₃ B (122)
–	1,6833	Ni ₃ B (230)
1,6208	1,6210	Ni ₃ B (301)
1,5741	1,5714	Ni ₃ B (311)
1,2969	1,2981	Ni ₃ B (123)
1,2501	1,2519	Ni (220)
1,1613	1,1615	Ni ₃ B (332)
1,1238	1,1247	Ni ₃ B (430)
1,0668	1,0668	Ni (311)

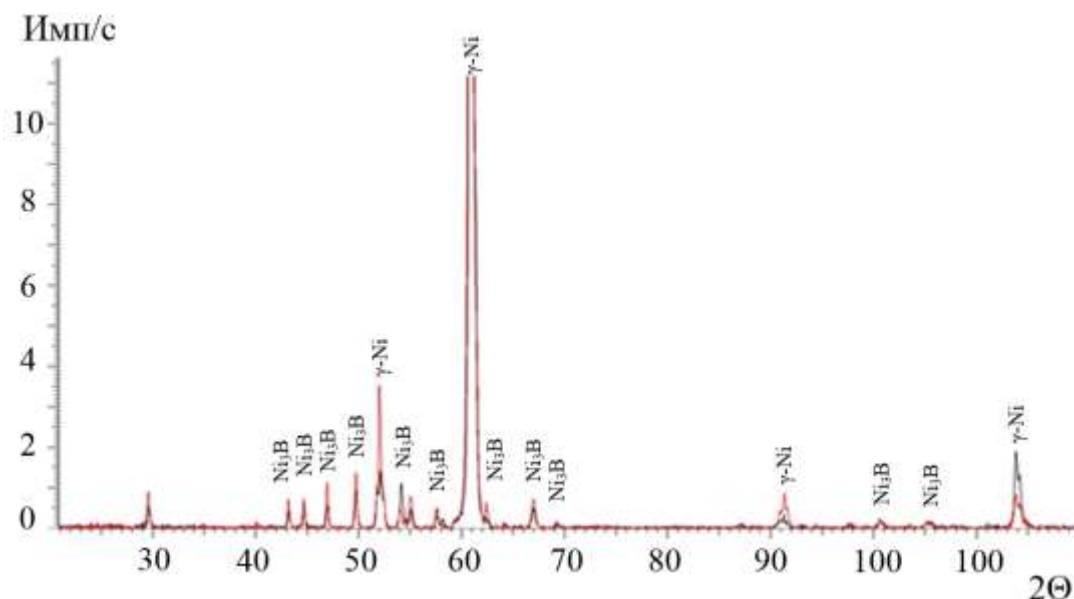


Рисунок 3.6. – Наложение рентгеновских дифрактограмм наплавленного образца (черный цвет) и после плавления поверхности покрытия по режиму №1 (красный цвет)

В образцах совпадает фазовый состав, который представляет собой твердый раствор на основе Ni в количестве около 75 % и 25 % Ni₃B, входящего в состав эвтектики.

При лазерной наплавке и последующем плавлении поверхности покрытия по режимам №1 и №2 (таблица 2.2) создаются различные условия кристаллизации расплава, но эти различия не повлияли на фазовый состав никелевого сплава.

3.3. Влияние лазерной модификации на микроструктуру Ni-Cr-B-Si покрытия

На рисунке 3.7 представлена микроструктура покрытия после лазерной наплавки и лазерной модификации поверхности.

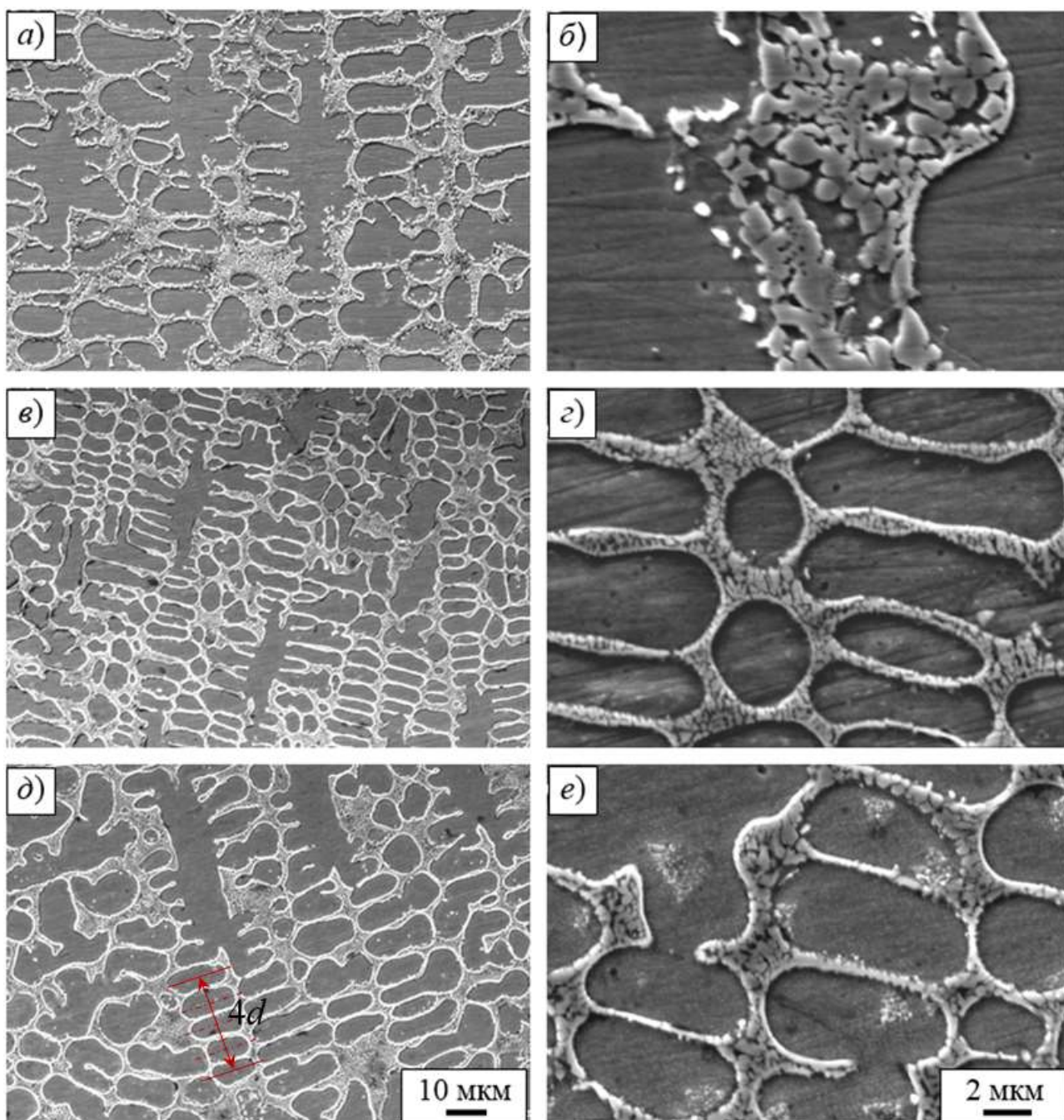


Рисунок 3.7. – РЭМ-изображения микроструктуры Ni-Cr-B-Si покрытия:

а, б – после наплавки, в, г –плавления по режиму № 1,

д, е – плавления по режиму № 2

При лазерной наплавке и лазерной модификации поверхности покрытия на разных режимах формируется однотипная структура, характерная для литого металла и различается размером структурных составляющих, так как кристаллизации сплава происходила в разных условиях.

Оценить влияние условий кристаллизации сплава при лазерной наплавке и модификации на дендритную структуру можно путем измерения расстояний между дендритными ветвями второго порядка (дендритный параметр d). Величину дендритного параметра определяли экспериментально по нескольким полям зрения изображений микроструктуры. Проводили не менее 625 измерений параметра d , чтобы ошибка измерения была $\leq 2\%$. Используя корреляционную связь (формула 1.9, глава 1) между скоростью охлаждения сплава при кристаллизации и дендритным параметром d , можно рассчитать скорости охлаждения сплава при кристаллизации.

Используя значения дендритного параметра, определенные экспериментально по изображениям микроструктуры (например, рисунок 3.7, д), по формуле 1.9 рассчитывали скорости охлаждения при кристаллизации покрытия. Результаты расчетов скорости охлаждения сплава при кристаллизации, а также экспериментальные значения величины дендритного параметра и уровень средней микротвердости представлены в таблице 3.4.

Таблица 3.4. Значения скорости охлаждения расплава при лазерном воздействии, значения дендритного параметра и микротвердости

Название обработки	$v_{\text{охл}}$ при кристаллизации, °C/c	Дендритный параметр d , мкм	Микротвердость $HV_{0,1}$, МПа
наплавка	2800	$6,75 \pm 0,29$	4384 ± 48
плавление по режиму № 1	7800	$4,25 \pm 0,29$	4487 ± 62
плавление по режиму № 2	1900	$8,04 \pm 0,31$	4213 ± 72

Из данных таблицы 3.4 видно, что с повышением скорости охлаждения сплава при кристаллизации уменьшается величина дендритного параметра и повышается микротвердость покрытия.

При лазерном плавлении поверхности покрытия по режиму №1 произошла высокоскоростная перекристаллизация сплава на глубину до 150...200 мкм. По сравнению с наплавкой скорость охлаждения сплава при кристаллизации возросла в 2,8 раза. В результате сформировалась более дисперсная микроструктура с меньшей величиной дендритного параметра d . Микротвердость покрытия в области повторного оплавления по режиму №1 по сравнению с наплавленным металлом повысилась на ~ 100 МПа.

При лазерном плавлении поверхности покрытия по режиму №2 произошла перекристаллизация сплава на глубину до 600 мкм. По сравнению с наплавкой скорость кристаллизации сплава снизилась на 1000 °C/с, сформировалась более грубая структура с большей величиной дендритного параметра и меньшей микротвердостью.

3.4. Влияние лазерной модификации на коэффициент трения Ni-Cr-B-Si покрытия

Коэффициент трения (его величина и зависимость от нормальной нагрузки) является комплексной информативной характеристикой пары трения, позволяющей оценить характер фрикционного взаимодействия и преобладающий механизм трения и изнашивания.

Результаты измерений коэффициента статического трения f полированной поверхности образцов покрытия после различных видов лазерной обработки представлены в таблице 3.5 и на рисунке 3.8.

Таблица 3.5. Экспериментальные значения коэффициента статического трения f

Нагрузка, мН	Коэффициент трения f		
	Наплавка	Плавление по режиму № 1	Плавление по режиму № 2
0,49	$0,325 \pm 0,053$	$0,378 \pm 0,030$	$0,299 \pm 0,023$
0,981	$0,231 \pm 0,011$	$0,217 \pm 0,015$	$0,203 \pm 0,029$
1,961	$0,141 \pm 0,019$	$0,147 \pm 0,004$	$0,159 \pm 0,024$
2,942	$0,104 \pm 0,008$	$0,116 \pm 0,009$	$0,123 \pm 0,018$
3,923	$0,092 \pm 0,006$	$0,113 \pm 0,017$	$0,108 \pm 0,012$

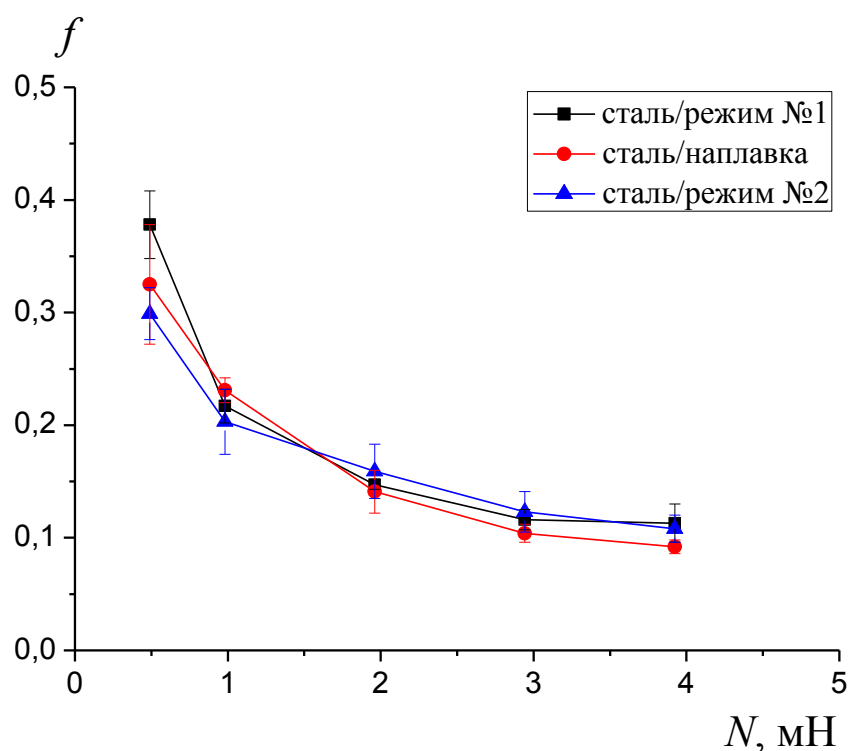


Рисунок 3.8. – Зависимость коэффициента трения от нормальной нагрузки

Покрытие после наплавки и последующей лазерной модификации на разных режимах имеет близкие значения коэффициента трения в исследованной области механических нагрузок от 0,49 до 3,92 мН, с повышением нагрузки величина коэффициента трения снижается по одинаковому закону. Характер зависимости коэффициента трения от нагрузки

доказывает преобладание адгезионного взаимодействия пары трения наплавленное Ni-Cr-B-Si покрытие – сталь.

3.5. Испытания на изнашивание Ni-Cr-B-Si покрытия

Испытание на изнашивание образцов проводили о закрепленный абразив по схеме шар – плоскость. Методика проведения трибологических испытаний описана в п. 2.3. главы 2. На поверхностях трения наблюдаются в основном выглаженные участки, следы передеформирования металла. Выраженные однонаправленные впадины (борозды) и выступы, связанные с отделением микростружек, встречаются редко. Отмеченные факты свидетельствуют, что разрушение в значительной степени происходит по механизму пластического оттеснения [73]. Преобладающий в данном случае механизм пластического оттеснения характеризуется существенно меньшей, чем механизм микрорезания, интенсивностью [101].

Изнашивание образцов сопровождалось химической модификацией поверхности, связанной с процессами образования оксидных пленок и последующего их разрушения (рисунок 3.9). Об этом говорит наличие выглаженных участков, покрытых пленками (темные участки), и участков с разрушившейся пленкой (светлые участки).

На рисунке 3.10 представлены изображения поверхностей трения образцов, полученные с помощью растрового электронного микроскопа. Изображения на рисунке 3.10, а, в, д получены во вторичных электронах и позволяют более эффективно выявлять особенности рельефа (морфологии) поверхности. Изображения тех же полей зрения (рисунок 3.10, б, г, е), полученные в отраженных электронах, обладают высоким фазовым контрастом. Химический состав пленок определяли с помощью рентгеноспектрального микроанализа (спектры 1, 2, 3) на рисунке 3.9 и в таблице 3.6.

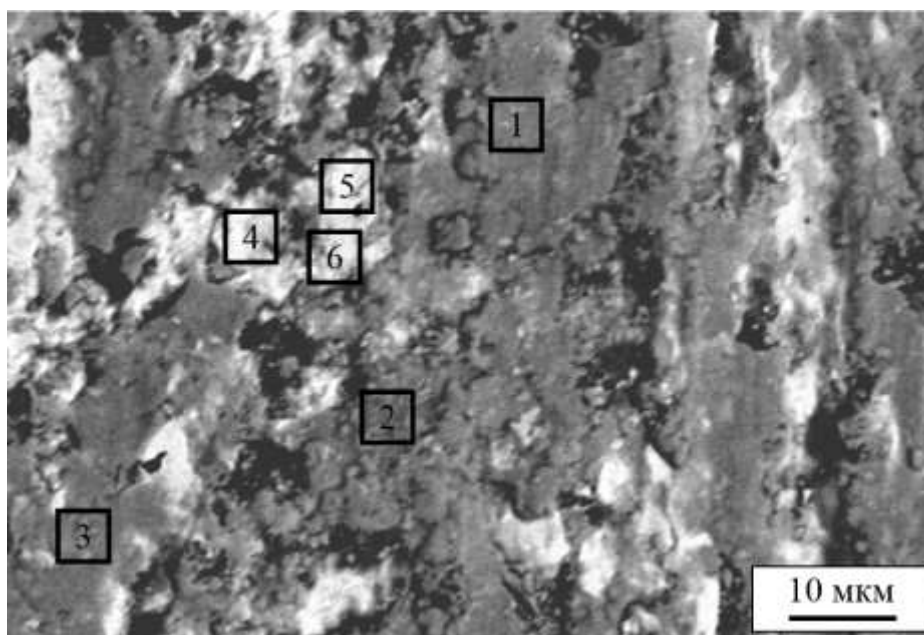


Рисунок 3.9 – РЭМ-изображение поверхности трения образца, полученного плавлением по режиму №1. Квадратами отмечены участки исследования химического состава

В местах разрушения защитных пленок наблюдаются светлые участки, так как химический состав этих областей отличается меньшим содержанием кислорода – спектры 4, 5, 6 на рисунке 3.9 и в таблице 3.6.

Таблица 3.6. Химический состав поверхности трения (масс. %)

№ спектра	O	Si	Cr	Fe	Ni
1	28,68	2,29	4,32	3,48	ост.
2	31,29	2,19	4,08	3,21	ост.
3	26,12	2,18	4,60	3,57	ост.
4	18,46	2,65	4,86	3,71	ост.
5	14,18	2,89	5,29	3,86	ост.
6	11,66	3,33	5,37	3,61	ост.

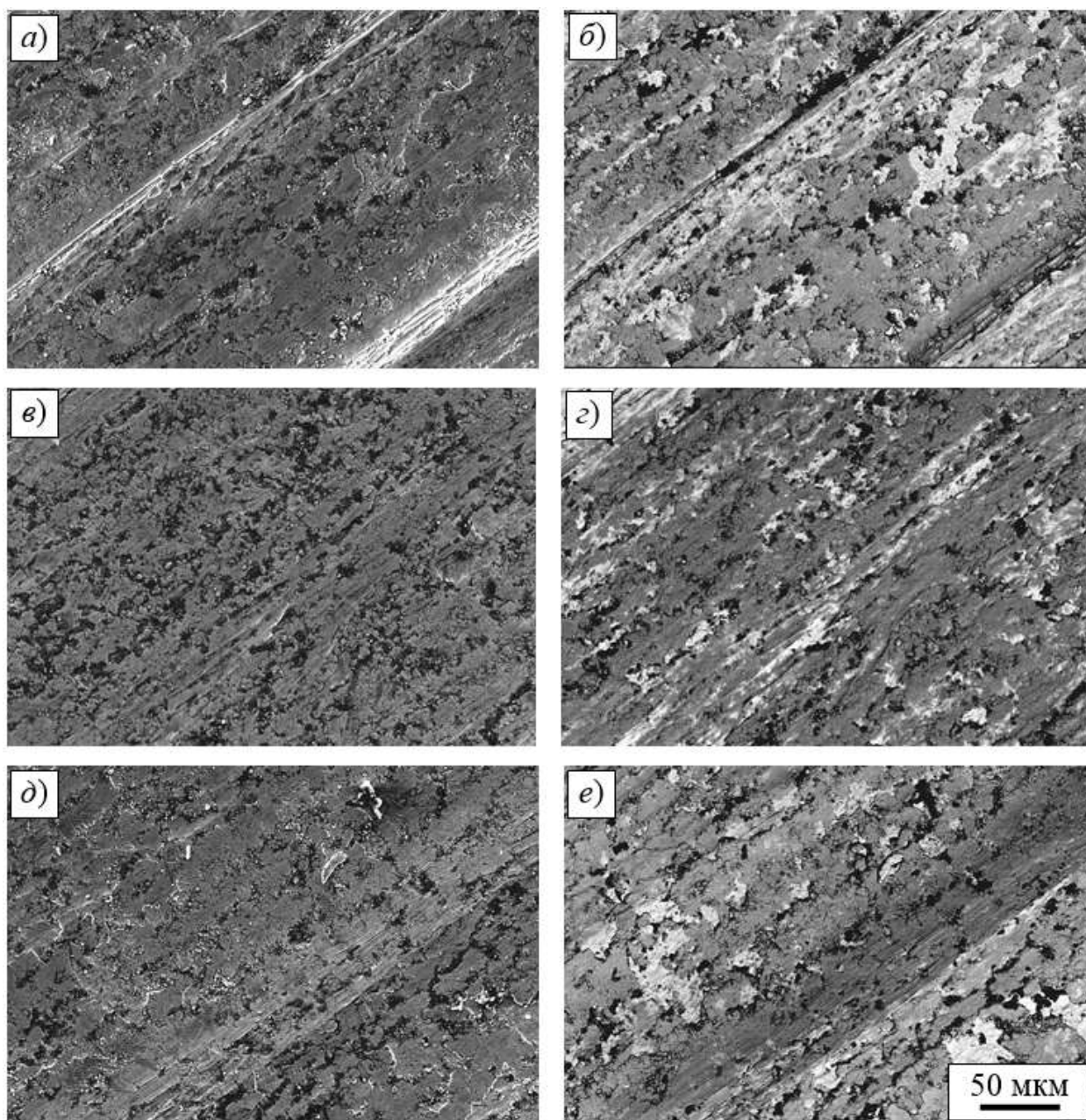


Рисунок 3.10 – РЭМ-изображения поверхностей трения образцов, полученных: а, б – наплавкой, в, г – плавлением по режиму №1, д, е – плавлением по режиму №2

Данные количественного рентгеноспектрального микроанализа свидетельствует о возникновении на поверхности трения покрытия обогащенных кислородом участков. Темные участки с неразрушенной пленкой содержат около $28,7 \pm 2,0$ масс% кислорода, области разрушенных оксидных

пленок выглядят светлыми и содержат меньшее количество кислорода – $14,8 \pm 2,8$ масс% (таблица 3.6).

В таблице 3.7 представлены результаты испытаний на изнашивание образцов покрытий после лазерной модификации. Показано, что плавление поверхности Ni-Cr-B-Si покрытия непрерывным лазерным излучением по режиму №1 способствуют значительному повышению износостойкости по сравнению с наплавленным металлом. В частности, скорость изнашивания и объемная интенсивность изнашивания уменьшились примерно в 2,9 раза.

Таблица 3.7. Характеристики изнашивания образцов Ni-Cr-B-Si покрытия

Обработка	h_{max} , мм	$u \cdot 10^{-3}$, мм ³ /ч	$I_h \cdot 10^{-9}$	$I_V \cdot 10^{-15}$, м ²
Наплавка	0,056	8,91	10,10	8,84
Плавление по режиму №1	0,026	3,03	4,69	3,01
Плавление по режиму №2	0,070	11,54	13,00	11,78

Обозначения: h_{max} , мм – максимальная глубина канавки изнашивания; I_h и I_V – линейная и объемная интенсивности изнашивания; u – скорость изнашивания.

Повышение износостойкости покрытия после лазерной наплавки и лазерного плавления поверхности по режиму №1 связано с формированием микроструктуры с меньшей величиной дендритного параметра и обладающей повышенной микротвердостью. При повышении скорости охлаждения расплава при кристаллизации уменьшается величина дендритного параметра и размер частиц Ni_3B , входящих в состав эвтектики. Вероятно, такая структура эффективнее ограничивает процессы микрорезания. Очаги разрушения пленок на поверхности трения имеют гораздо меньшую площадь (рисунок 3.10, г) по сравнению с рисунками 3.10, б и 3.10, е.

3.6. Корреляционная связь между износостойкостью и величиной дендритного параметра

При изучении корреляционных связей износостойкости Ni-Cr-B-Si покрытия с рядом факторов, влияющих на ее характеристики, необходимо определение формы связи и тесноту зависимости от этих факторов.

Согласно данным таблицы 3.7, при лазерном плавлении поверхности наплавленного покрытия в зависимости от получаемого размера дендритного параметра возможно как повышение, так и снижение износостойкости покрытия по сравнению с наплавленным металлом. Параметром микроструктуры, оказывающим определяющее влияние на износостойкость покрытия, является расстояние между дендритными ветвями второго порядка или дендритный параметр d . Наблюдается линейная зависимость между дендритным параметром d и характеристиками изнашивания (рисунок 3.11), уравнение связи (3.1) которой можно записать в общем виде:

$$y = a_1 d + a_0, \quad (3.1)$$

где y – характеристика изнашивания, a_1 и a_0 – параметры уравнения. Значения параметров уравнения a_1 и a_0 с доверительными интервалами при доверительной вероятности 0,95 и их стандартные отклонения σ приведены в таблице 3.8.

Таблица 3.8. Параметры уравнения регрессии зависимой переменной (u , I_h и I_v) на независимую переменную (d)

Характеристика, y	a_1	σ_{a1}	a_0	σ_{a0}
$u, 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{ч}$	2,26	0,079	-6,52	0,514
$I_h, 10^{-9}$	2,19	0,021	-4,63	0,138
$I_v, 10^{-15} \text{ м}^2$	2,32	0,013	-6,82	0,087

Характеристики изнашивания

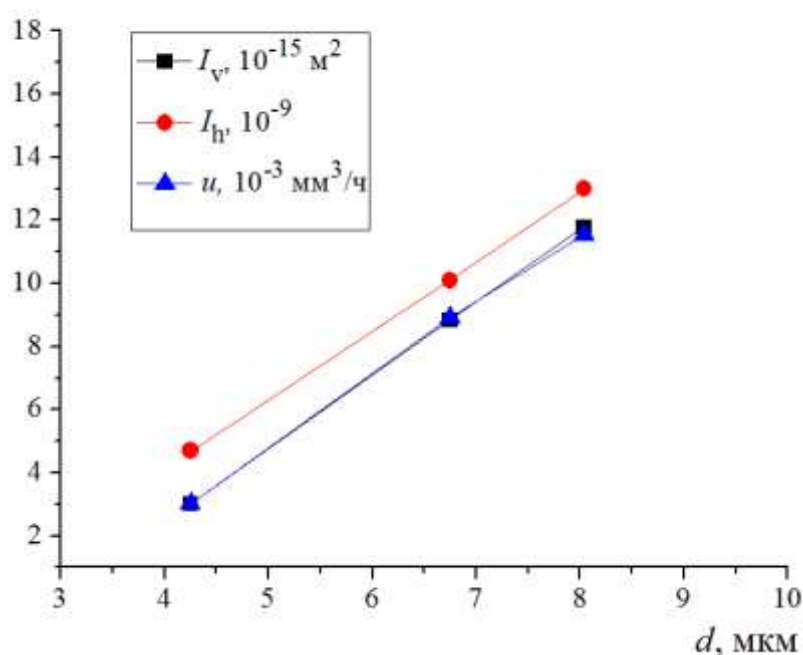


Рисунок 3.11 – Регрессионные зависимости характеристик изнашивания от величины дендритного параметра

Значения линейного коэффициента корреляции r между характеристиками изнашивания и дендритным параметром и их стандартные отклонения σ_r даны в таблице 3.9. Коэффициент корреляции, стремящийся к единице, означает весьма высокую степень связи между характеристиками изнашивания и дендритным параметром. Параметры уравнений регрессии и коэффициенты корреляции, приведенные в таблицах 3.8 и 3.9, статистически значимы на уровне $p = 0,05$.

Таблица 3.9. Линейный коэффициент корреляции r между характеристиками изнашивания и дендритным параметром

Характеристика, y	r	σ_r
u , 10^{-3} мм ³ /ч	0,9994	0,035
I_h , 10^{-9}	0,9999	0,010
I_v , 10^{-15} м ²	0,9999	0,006

Величину дендритного параметра d можно использовать как структурно-чувствительный критерий износостойкости Ni – Cr – В – Si покрытий, по которому можно предварительно оценить свойства наплавленного покрытия до проведения испытаний на изнашивание.

3.7. Инженерный метод количественного определения характеристик износостойкости наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия по величине дендритного параметра

Определить величину дендритного параметра d износостойкого Ni-Cr-B-Si покрытия можно без специальной подготовки микрошлифов. После плавления поверхности покрытия непрерывным лазерным излучением дендритный рельеф отчетливо виден (рисунок 3.12) благодаря высокотемпературному термическому травлению, происходящему во время высокоскоростной перекристаллизации поверхностного слоя. Этот факт лежит в основе разработанного метода количественного определения характеристик износостойкости наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия по величине дендритного параметра

Величину дендритного параметра d можно определять по изображениям поверхности покрытия, не прибегая к разрушающим методам контроля. С целью минимизации погрешности измерений анализ следует производить только для тех дендритов, оси которых лежат в рассматриваемой плоскости.

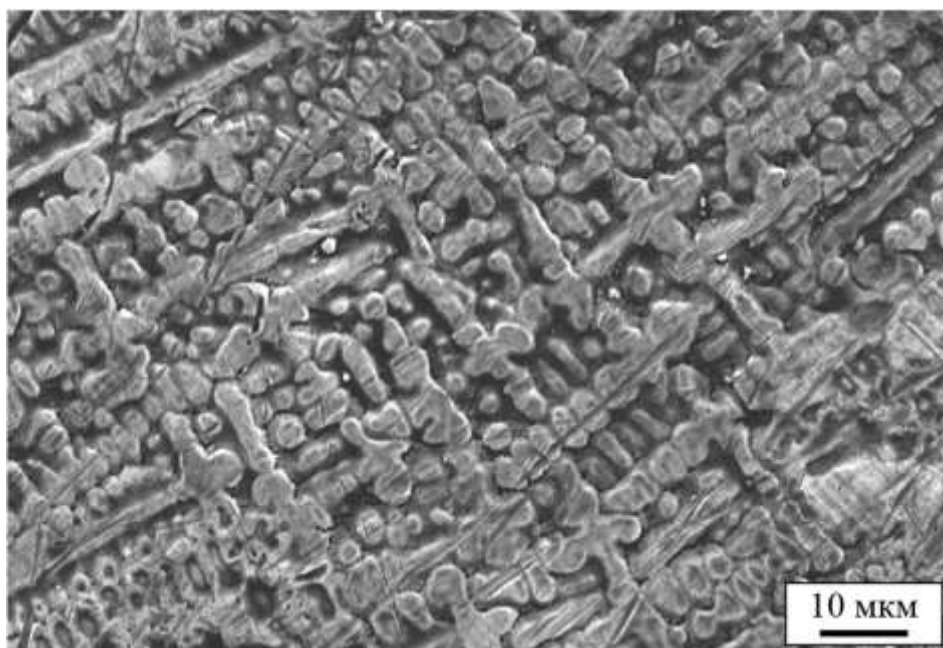


Рис. 3.12 – РЭМ изображение поверхности покрытия в области лазерного плавления по режиму №1

Наиболее точным методом анализа дендритной микроструктуры является трехмерное сканирование металлического образца. Исследуемые образцы серийно нарезаются, протравливаются, а затем структура реконструируется с помощью компьютера. В работе [150] представлена реконструированная микроструктура на основе 60 секций, расположенных на расстоянии 2 мм каждая. Метод позволяет определять трехмерную микроструктуру непрозрачных материалов по серийным сечениям, выполнять реконструкцию дендритной структуры. Указанный метод получения экспериментальных данных имеет преимущества по сравнению с традиционной оптической микроскопией, так как измерению подвергаются все дендриты, а не только те, что ориентированы параллельно плоскости шлифа. Однако в силу значительной трудоемкости и высокой стоимости оборудования данный метод весьма труднодоступен и ограничен для широкого практического применения.

В качестве основного метода получения экспериментальных данных о величине дендритного параметра в настоящий момент целесообразно использовать металлографический анализ.

Предлагаемый инженерный метод количественной оценки износостойкости наплавленного покрытия по характеристике микроструктуры – величине дендритного параметра, включает в себя следующие этапы:

1. По изображениям микроструктуры поверхности Ni – Cr – В – Si покрытия определить величину дендритного параметра d . Схема определения дендритного параметра показана на рисунке 3.13.

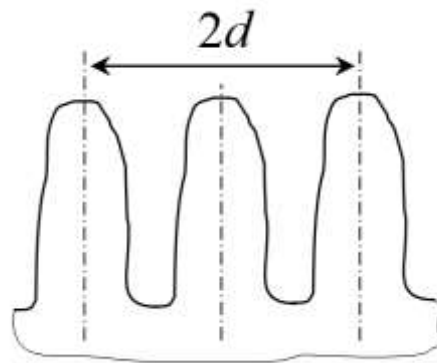


Рисунок 3.13 – Схема измерения дендритного параметра

Для минимизации погрешности измерений необходимо найти достаточно большое количества значений параметра d (не менее 625 значений, чтобы ошибка измерения была $\leq 2\%$) и определить среднюю величину, характеризующую свойства наплавленного покрытия. На рисунке 3.14 показан пример определения параметра d по фотографии поверхности покрытия.

2. По регрессионным зависимостям характеристик изнашивания от величины дендритного параметра (рисунок 3.11) определить количественные значения характеристик изнашивания данного покрытия.

Предлагаемый метод позволяет предварительно оценить свойства наплавленного покрытия до проведения испытаний на изнашивание.

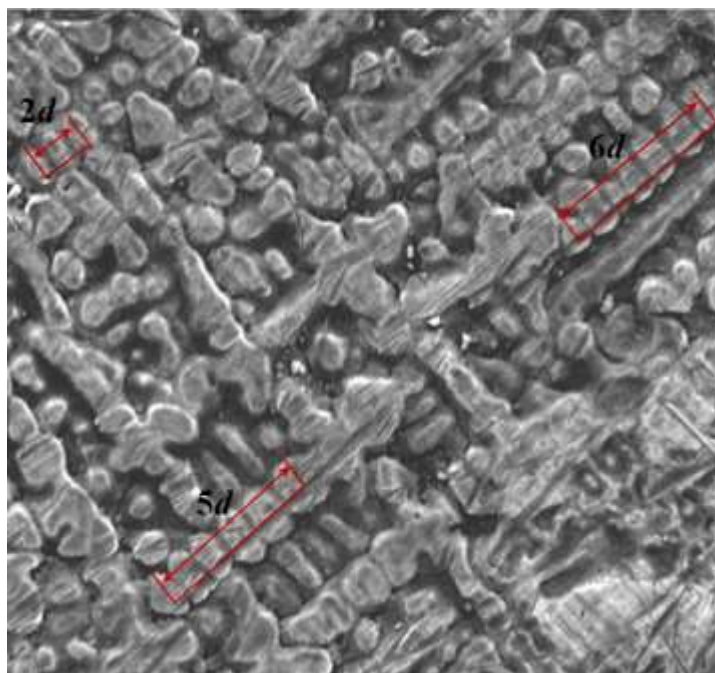


Рисунок 3.14 – Пример определения параметра d по фотографии поверхности наплавленного покрытия

3.8. Разработка способа получения наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия с повышенной износостойкостью

По результатам проведенных исследований микроструктуры, микротвердости, фазового состава, трибологических свойств Ni-Cr-B-Si покрытий, полученных методом порошковой лазерной наплавки и последующей высокоскоростной перекристаллизации при лазерной модификации поверхностных слоев на разных режимах, разработан способ получения износостойкого Ni-Cr-B-Si покрытия.

Способ включает нанесение покрытия методом порошковой лазерной наплавки. Дополнительно осуществляется плавление поверхности нанесенного покрытия непрерывным лазерным излучением на глубину 100...400 мкм при мощности лазерного излучения 2,0...2,3 кВт, при скорости перемещения лазерного луча по наплавленной поверхности 10...15 мм/с, при диаметре пятна 6...8 мм с целью формирования в поверхностном слое более дисперсной

дендритно-ячеистой структуры. Плавление нанесенного покрытия лазерным излучением осуществляют с помощью многоканального лазера с перекрытием дорожек 10...15%. Техническим результатом является повышение износостойкости наплавленного покрытия.

По результатам проведенных научных исследований получен Патент РФ 2693716 на изобретение.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3

Проведены исследования трибологических свойств, микроструктуры, микротвердости, фазового состава Ni-Cr-B-Si покрытий, полученных методом порошковой лазерной наплавки и последующей высокоскоростной перекристаллизации при лазерной модификации поверхностных слоев на разных режимах. Установлена закономерность влияния параметра микроструктуры Ni-Cr-B-Si покрытия на характеристики износостойкости. Разработан способ получения износостойкого Ni-Cr-B-Si покрытия, предложен инженерный метод количественной оценки износостойкости наплавленного покрытия по характеристике микроструктуры – величине дендритного параметра.

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Металлографический анализ наплавленного покрытия не выявил несплавления, поры и трещины в плоскости шлифа. Проплавление материала подложки незначительно, линия сплавления параллельна поверхности покрытия что показывает высокую степень однородности интегрального тепловложения при наплавке с помощью многоканального CO₂ лазера.

2. В наплавленном металле сформировалась дендритная структура высокой дисперсности, характерная для лазерных Ni-Cr-B-Si наплавов. Фазовый состав покрытия – пересыщенный γ -твердый раствор на основе никеля (75 %) и фаза Ni_3B , входящая в состав эвтектики (25 %). Лазерная модификация поверхности наплавленного покрытия на различных режимах повлияла на дисперсность структуры и микротвердость, не оказав заметного влияния на фазовый состав. С повышением скорости охлаждения сплава при кристаллизации уменьшается величина дендритного параметра и повышается микротвердость покрытия.

3. Покрытие после наплавки и последующей лазерной модификации имеет близкие значения коэффициента трения в исследованной области механических нагрузок от 0,49 до 3,92 мН, с повышением нагрузки величина коэффициента трения снижается по одинаковому закону. Характер зависимости коэффициента трения от нагрузки доказывает преобладание адгезионного взаимодействия пары трения наплавленное Ni-Cr-B-Si покрытие – сталь.

4. Параметром микроструктуры, оказывающим определяющее влияние на износостойкость наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия, является расстояние между дендритными ветвями второго порядка d . Наблюдается линейная зависимость между дендритным параметром d и характеристиками изнашивания в исследуемой области значений d (от 4,25 до 8,04 мкм). Линейный коэффициент корреляции между характеристиками изнашивания и дендритным параметром стремится единице и значим на уровне $p < 0,05$.

5. Лазерная модификация поверхности наплавленного покрытия оказала значительное влияние на износостойкость. Скорость изнашивания и объемная интенсивность изнашивания снижаются в 3,8...3,9 раз при уменьшении величины дендритного параметра d в 1,9 раза (с 8,04 мкм до 4,25 мкм).

6. Величину дендритного параметра d можно использовать как структурно-чувствительный критерий износостойкости Ni-Cr-B-Si покрытий, по которому можно предварительно оценить свойства наплавленного покрытия до проведения испытаний на изнашивание. Разработан способ получения износостойкого Ni-Cr-B-Si покрытия (Патент РФ 2693716 на изобретение), предложен инженерный метод количественной оценки износостойкости наплавленного покрытия по характеристике микроструктуры – величине дендритного параметра d .

ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНОЙ МОДИФИКАЦИИ И ОТПУСКА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Глава посвящена вопросам влияния лазерной модификации поверхности быстрорежущей стали Р6М5 и процессов дисперсионного твердения при последующем отпуске на триботехнические характеристики и разработке способов модификации поверхностных слоев лазерным излучением для повышения износостойкости инструмента. Показано, что после лазерного плавления поверхности и отпуска при температуре 560 °С в течение 5 минут сталь по сравнению со стандартной обработкой обладает в 3,2 раза более высокой износостойкостью. При этом коэффициент трения снижается до 15 %, что также является положительным фактором для уменьшения износа.

4.1. Требования к выполнению лазерной модификации для обеспечения высокой износостойкости поверхности быстрорежущей стали

В первой главе п.1.5.4 и 1.5.5 дан анализ факторов, препятствующих повышению износостойкости быстрорежущей стали, полученной по традиционной технологии и рассмотрены возможности лазерной модификации контактных поверхностей. В частности, резервом для повышения сопротивления изнашиванию является более полное по сравнению со стандартной обработкой растворение первичных карбидов в металлической матрице при лазерном плавлении поверхностей [28-35].

На рисунке 4.1 представлена микроструктура быстрорежущей стали марки Р6М5 после различных способов упрочнения.

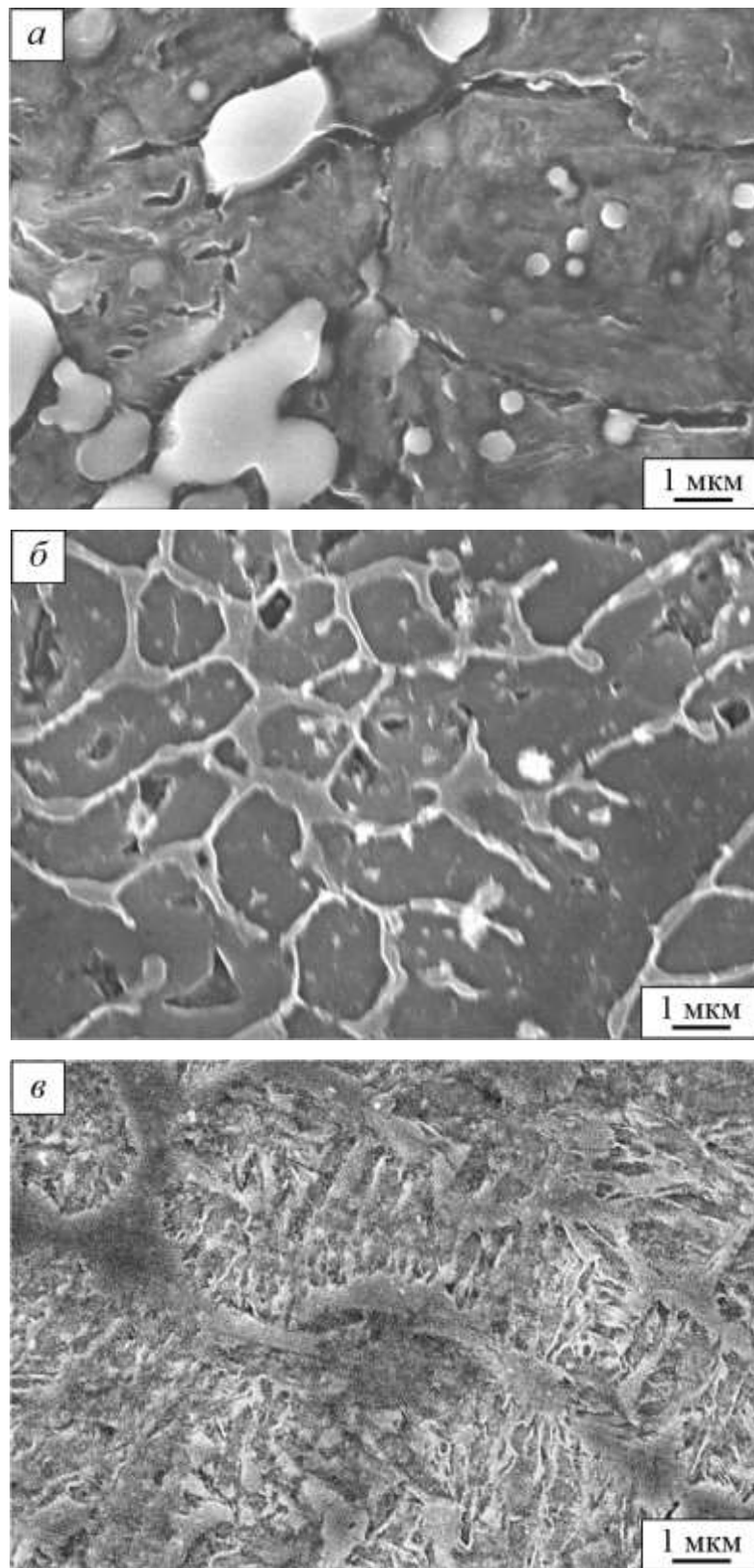


Рисунок 4.1 – РЭМ-изображения микроструктуры стали Р6М5, упрочненной по стандартной технологии (а), в зоне лазерной модификации (б), лазерной модификации и отпуска при температуре 560 °С (в)

Стандартная технология производства быстрорежущих сталей включает отливку, горячую деформацию слитков, закалку и трехкратный отпуск [44]. Микроструктура стали после закалки и трехкратного отпуска представлена на рисунке 4.1а. Фазовый состав стали – мартенсит, карбиды и незначительное количество (2...4 %) остаточного аустенита [44].

При лазерной модификации (закалке из жидкой фазы) контактную поверхность нагревали до высоких температур, при которых идет плавление стали на требуемую глубину. После прекращения действия лазерного излучения за счет теплоотвода происходит охлаждение обработанного участка [28-31]. Из-за высокоскоростной кристаллизации расплава повторного выделения крупных первичных карбидов в модифицированном слое материала не происходит. Твердые растворы мартенсит и аустенит насыщаются легирующими компонентами и углеродом. Формируется характерная ячеистая структура (рисунок 4.1б). Размер дендритных ячеек порядка 2...4 мкм и зависит от условий кристаллизации. По границам дендритных ячеек располагаются аустенит и карбиды. Центральная часть ячеек в основном содержит мартенсит. Лазерная модификация, заключающаяся в высокоскоростной перекристаллизации поверхностного слоя, позволят более эффективно использовать легирующие компоненты вольфрам и молибден при формировании эксплуатационных свойств стали, а также предотвращает преждевременный выход из строя деталей и инструментов из-за выкрашивания крупных карбидных частиц.

После лазерной модификации поверхности стали необходимо выполнить отпуск с целью снижения уровня остаточных напряжений, образовавшихся после лазерного воздействия и прохождения процессов дисперсионного твердения в модифицированном слое. На рисунке 4.1в представлена микроструктура стали после лазерной модификации и отпуска при температуре 560 °С.

Как было показано в первой главе, лазерная модификация без плавления поверхности используется чаще, так как при плавлении поверхности в

быстрорежущих сталях не редко формируется структура с пониженной твердостью, что связано с образованием δ -феррита [28]. Влияние зоны лазерного плавления на триботехнические и механические свойства оценивается в литературных источниках противоречиво [35, 90, 91].

В работах [35, 90] отмечается, что низкие значения микротвердости порядка 3000...4000 МПа быстрорежущие стали приобретают после лазерного плавления на режимах, при которых в центральной части дендритных ячеек вместо мартенсита образуется δ -феррит с пониженным содержанием углерода и легирующих компонентов. При этом по границам ячеек скапливается значительное количество легирующих компонентов. Наблюдается внутридендритная ликвация, отрицательно влияющая на свойства стали. Поэтому вопросам концентрационной однородности быстрорежущей стали после лазерной модификации необходимо уделяли отдельное внимание.

Варьируя значениями скорости сканирования лазерного луча и плотности мощности лазерного излучения, можно изменять скорость роста фронта кристаллизации и градиент температуры на фронте со стороны жидкой фазы, тем самым оказывать влияние на микроструктуру, формирующуюся при лазерной перекристаллизации поверхности стали.

В настоящей работе проведены исследования влияния режимов лазерного плавления поверхности на величину ликвации легирующих компонентов. Получена серия образцов быстрорежущей стали марки Р6М5, модифицированных на следующих режимах: мощность лазерного излучения 1,5...2,4 кВт, скорость перемещения луча 10...25 мм/с, диаметр пятна излучения на обрабатываемой поверхности 6 мм (вторая глава, таблица 2.4). Глубина расплавления поверхностного слоя образцов изменялась от 20 мкм (образец № 9) до 1030 мкм (образец №10).

В зоне лазерной модификации во всех полученных образцах сформировалась ячеистая структура с разной степенью ликвации (рисунок 4.2а).

Результаты выполненного рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) по 40 точкам на линии представлены на рисунке 4.2б. По границам ячеек наблюдается значительный рост количества W, Mo, V, Cr. Количество легирующих элементов у стенок ячеек выше, чем в центральной части.

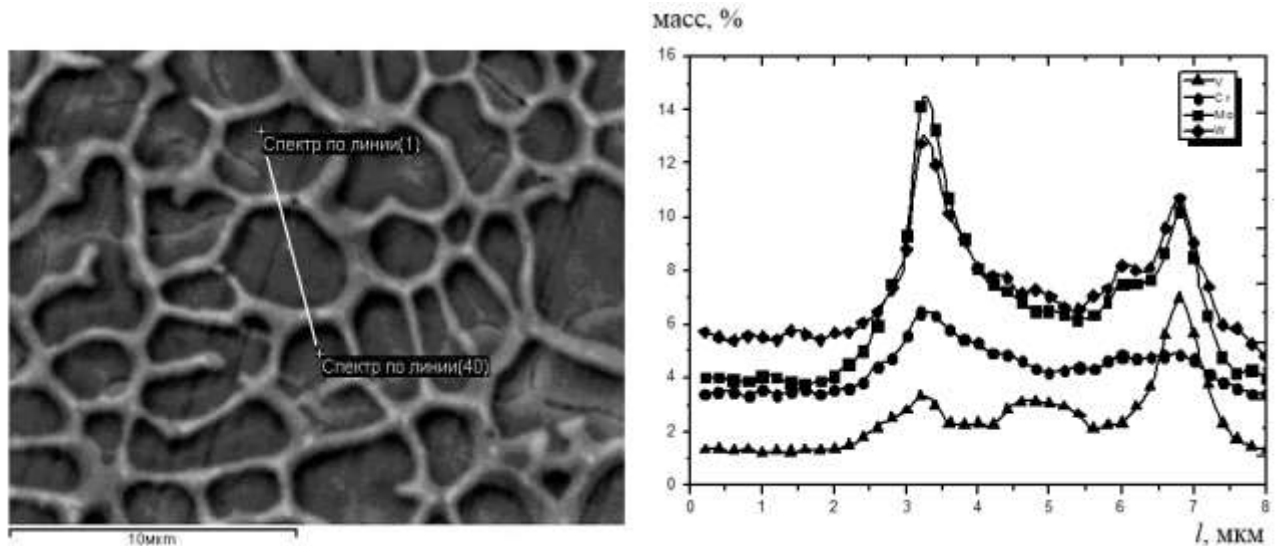


Рисунок 4.2. – Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 (образец №3) в зоне лазерной модификации (а) и распределение W, Mo, V, Cr по линии (б)

Для получения высокой твердости и износостойкости поверхности быстрорежущей стали лазерную модификацию необходимо выполнять на режимах, обеспечивающих полное растворение карбидов в металлической матрице. При высокоскоростной кристаллизации расплава необходимо формировать микроструктуру пересыщенного твердого раствора с минимизированной концентрационной неоднородностью.

Из всех изученных модифицированных лазерным излучением образцов наименьшую внутридендритную ликвацию имеет образец №1 (вторая глава, таблица 2.4). Микротвердость быстрорежущей стали в зоне лазерного плавления 9597 ± 67 МПа.

4.2. Влияние лазерной модификации и температуры отпуска на фазовый состав быстрорежущей стали

Анализ изображений микроструктуры стали Р6М5 показал, что при лазерной закалке из жидкой фазы, выполненной на оптимальных режимах, почти все карбиды растворились в матрице (рисунок 4.1б). Эти данные подтверждены рентгеноструктурным фазовым анализом. На рисунке 4.3а представлена дифрактограмма стали Р6М5, упрочненной по стандартной технологии и 4.3б – в зоне лазерной модификации.

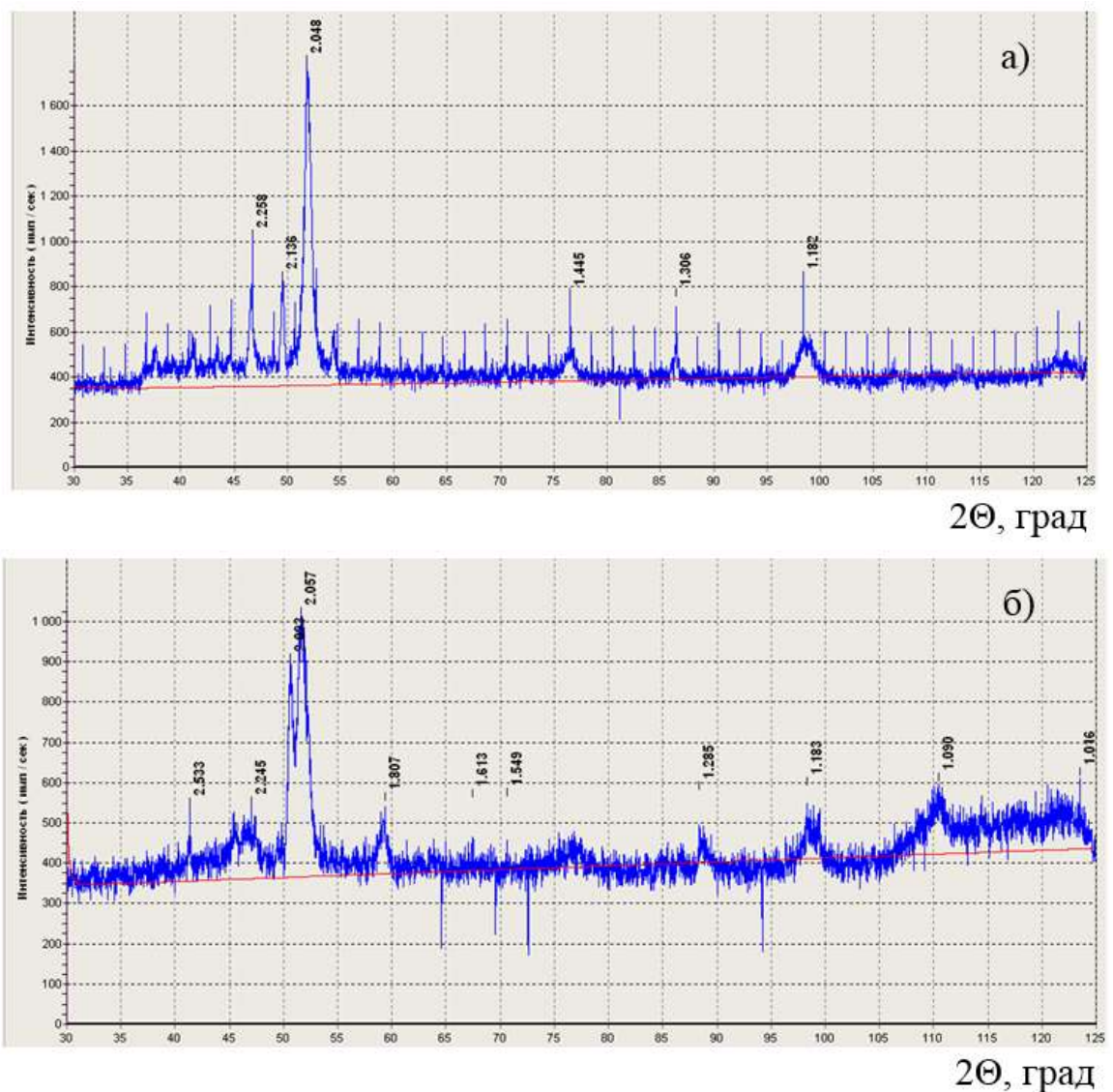


Рисунок 4.3 – Дифрактограммы стали Р6М5, упрочненной:

а) – по стандартной технологии; б) – в зоне лазерной модификации

В таблицах 4.1 и 4.2 представлены результаты фазового анализа стали после различных видов обработки.

Таблица 4.1. Фазовый анализ стали Р6М5 упрочненной по стандартной технологии

№ линии	2Θ , град.	d , Å	Фаза	HKL
1	37,64	2,774 7	Fe_3W_3C	400
2	41,10	2,55	Fe_3W_3C	331
3	46,7	2,258	Fe_3W_3C	422
4	49,56	2,136	Fe_3W_3C	511
5	51,80	2,048	α'	110
6	54,38	1,961 6	Fe_3W_3C	440
7	76,54	1,445	α'	200
8	86,50	1,306	Fe_3W_3C	822
9	98,44	1,182	α'	211
10	123,21	1,017 5	α'	220

Таблица 4.2. Фазовый анализ стали Р6М5 после лазерной модификации поверхности

№ линии	2Θ , град.	d , Å	Фаза	HKL
1	41,38	2,533 5	Fe_3W_3C	331
2	47,00	2,244 8	Fe_3W_3C	422
3	50,64	2,093	γ	111
4	51,60	2,056 6	α'	110
5	59,40	1,806 6	γ	200
6	76,78	1,445	α'	200
7	88,34	1,284 6	γ	220
8	98,36	1,182 8	α'	211
9	110,42	1,089 9	γ	311
10	123,46	1,016 3	α'	220

Исследование фазового состава стали после закалки и трехкратного отпуска показало, что основной фазой является мартенсит. Также сталь содержит около 9 % карбидов Fe_3W_3C . Остаточный аустенит не обнаружен.

При лазерной модификации произошла высокоскоростная перекристаллизация стали. По данным рентгеноструктурного фазового анализа сталь в модифицированной зоне содержит мартенсит, 10...15 % остаточного аустенита и 1...8 % карбидов (в основном Fe_3W_3C).

На рисунке 4.4 представлена дифрактограмма стали Р6М5, после лазерной модификации и кратковременного отпуска при температуре 560 °С.

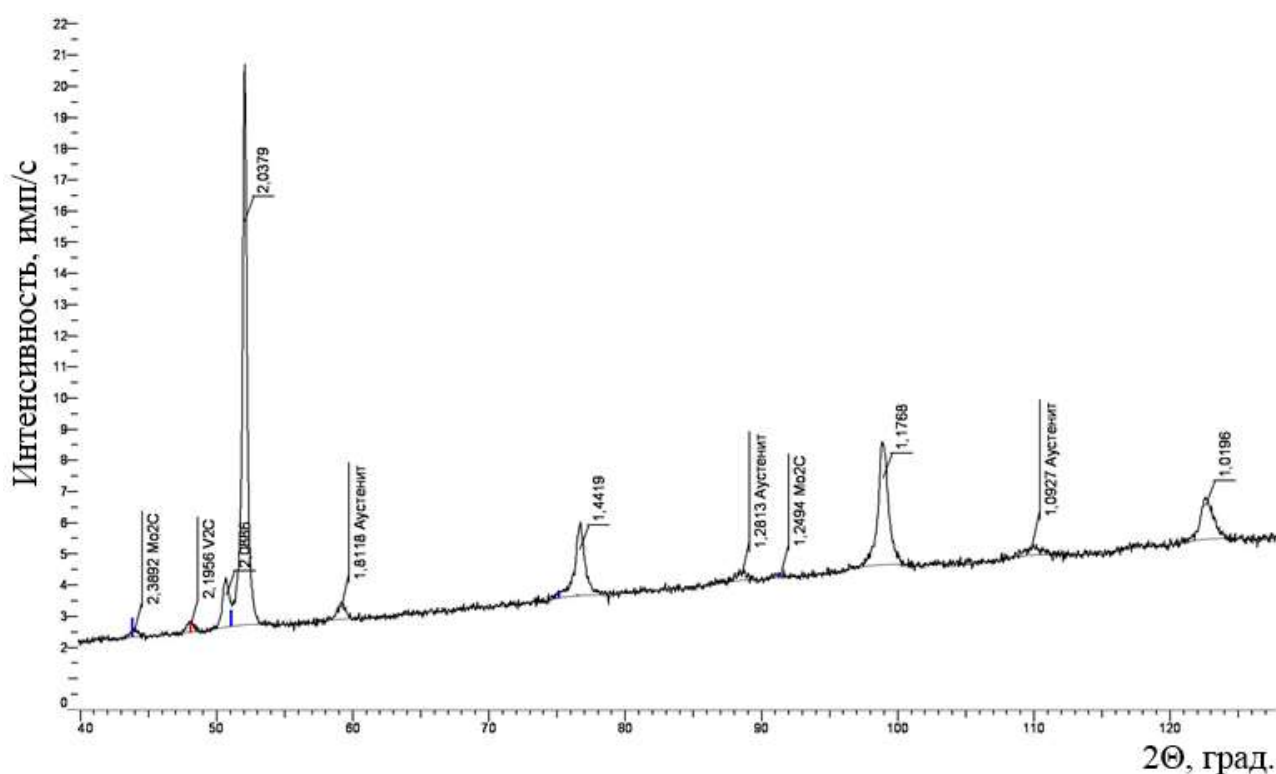


Рисунок 4.4. – Дифрактограмма стали Р6М5 после лазерной модификации и кратковременного отпуска при температуре 560 °С

В таблице 4.3 показаны результаты фазового анализа стали после отпуска.

Таблица 4.3. Фазовый анализ стали Р6М5 после лазерной модификации и кратковременного отпуска при температуре 560 °С

№ линии	2 Θ , град.	d , Å	Фаза
1	43,973	2,3892	Mo ₂ C
2	48,082	2,1956	V ₂ C
3	50,715	2,0886	α'
4	52,071	2,0379	α'
5	59,167	1,8118	γ
6	76,686	1,4419	α'
7	88,548	1,2813	γ
8	91,437	1,2494	Mo ₂ C
9	98,941	1,1768	α'
10	109,894	1,0927	γ
11	122,625	1,0196	α'

Согласно литературным данным [86-89], чем больше дисперсных карбидов выделяется из мартенсита при отпуске быстрорежущих сталей и чем больше устойчивость карбидов против коагуляции при нагреве выше температуры отпуска, тем выше износостойкость. С возрастанием количества углерода и легирующих элементов в мартенситах после закалки увеличивается количество дисперсных карбидов, выделяющихся при отпуске стали [85, 86].

В работе [86] показано, что тип и свойства выделяющихся карбидов зависят от отношения (4.1) количества легирующих компонентов к содержанию углерода в мартенситах:

$$K = \sum(W, Mo, V), \% \text{ ат} / C, \% \text{ ат.} \quad (4.1)$$

При $K = 2$ из мартенсита выделяются наиболее устойчивые карбиды M_2C на основе вольфрама и молибдена.

В сводной таблице 4.4 показан фазовый состав стали после различных видов обработки. Согласно данным таблицы фазовый анализ стали после отпуска, выполненного с разным временем выдержки, выявил одинаковое количество остаточного аустенита (7,5%) и подтвердил прохождение процессов дисперсионного твердения. Во время отпуска при температуре 560 °С в течении 40 минут образуется около 6% карбида V_2C и 3,2% карбидов Mo_2C или MC . При сокращении времени отпуска до 5 минут выделяются также карбиды V_2C и Mo_2C или MC в количестве 6%.

Таблица 4.4. Фазовый состав быстрорежущей стали

Обработка	Фаза, %		
	Аустенит	Карбиды	Мартенсит
Стандартная (закалка и трехкратный отпуск)	–	9	ост.
Лазерная модификация	15	1	ост.
Отпуск 560 °С (40 минут)	7,5	9,2	ост.
Отпуск 560 °С (5 минут)	7,5	6	ост.

Известно, что после стандартной закалки в масле быстрорежущая сталь имеет структуру мартенсит, карбиды и 30...40% остаточного аустенита. Для устранения остаточного аустенита выполняют трехкратный отпуск при температуре 560 °С, каждый длительностью 1 час. При отпуске из аустенита выделяются высокодисперсные карбиды, он становится менее легированным и превращается в мартенсит [44].

Проведенные исследования фазового состава стали показали, что в зоне лазерной модификации остаточного аустенита содержится значительно меньшее количество – 10...15%. Плавление стали при лазерной модификации проходило только в поверхностном слое. Следовательно, сокращение

длительности отпуска является рациональным шагом при разработке технологии модификации стали.

4.3. Влияние лазерной модификации и температуры отпуска на микротвердость

Для быстрорежущих сталей твердость обусловлена главным образом дисперсностью и количеством карбидов, выделившихся при отпуске [44]. Как показали проведенные исследования, характер зависимости микротвердости модифицированной лазерным излучением стали P6M5 от температуры отпуска подчиняется тем же законам, что и после стандартной закалки. На рисунке 4.5 показано изменение твердости быстрорежущей стали P18 от температуры отпуска по данным монографии [44].

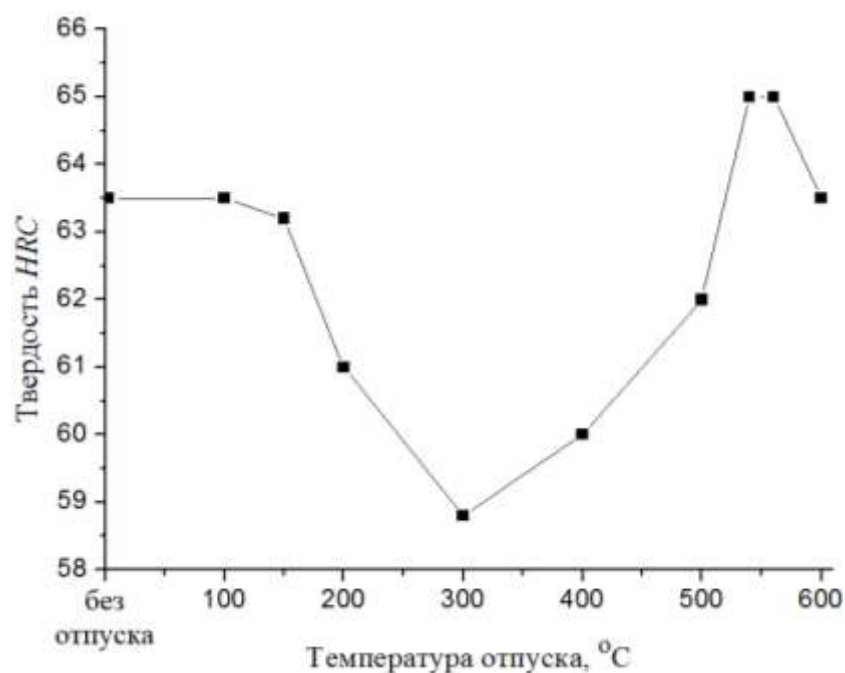


Рисунок 4.5 – Твердость закаленной стали P18 в зависимости от температуры отпуска (при 400...600 °C, 3 раза по 1 часу) [44]

На рисунке 4.6 дана экспериментальная зависимость изменения микротвердости стали Р6М5 после лазерной модификации и последующих отпусков при различной температуре.

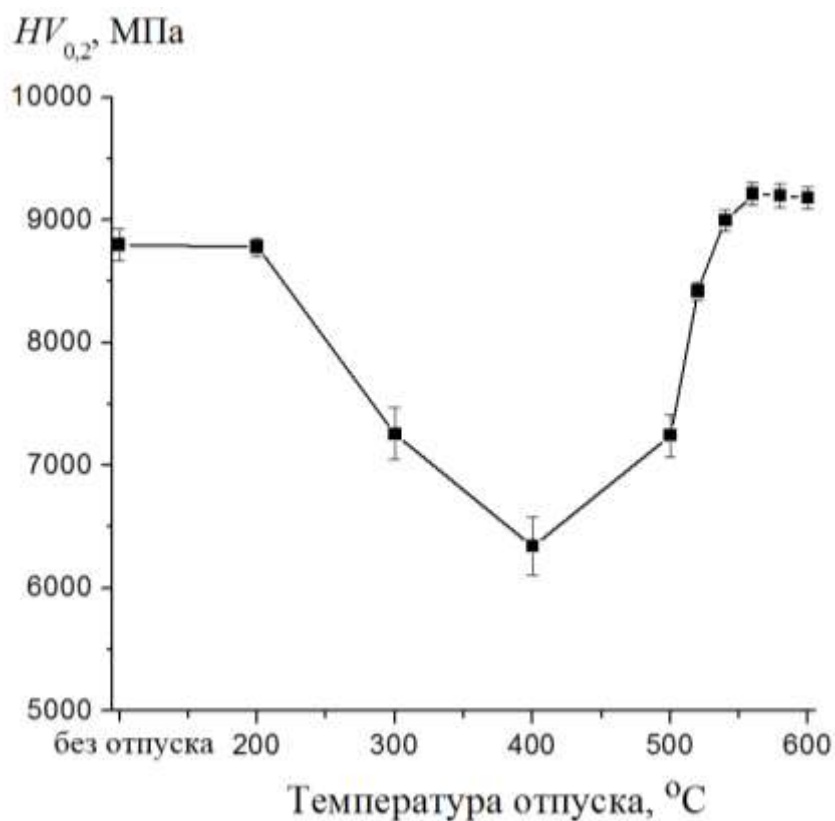


Рисунок 4.6. – Зависимость микротвердости модифицированной лазерным излучением стали Р6М5 от температуры отпуска

Микротвердость стали в зоне лазерной модификации составила 8800 МПа.

При температуре отпуска 200 °C образуются карбиды M_3C цементитного типа [44]. Этот тип карбидов имеет не высокую твердость, сопоставимую с твердостью мартенсита. По этой причине значения микротвердости быстрорежущей стали без отпуска и после отпуска при температуре 200 °C близки (рисунок 4.6, таблица 4.5).

Таблица 4.5. Микротвердость образцов быстрорежущей стали после отпуска при различных температурах

Температура отпуска, °С	$HV_{0,2}$, МПа
без отпуска	8800±133
200	8780±75
300	7259±212
400	6344±234
500	7245±175
520	8022±74
540	9000±90
560	9253±90
580	9200±95
600	9180±88

Интенсивное образование специальных карбидов повышенной твердости в быстрорежущих сталях идет при температурах отпуска 540...560 °С. Эти процессы называют дисперсионным твердением. Согласно литературным данным [86, 88] выделяется большое количество $\sim 10^{16} \dots 10^{18}$ 1/см³ карбидов размером $\sim 1 \times 10 \times 10$ нм. Образование карбидов приводит к снижению содержания ванадия, вольфрама и хрома в мартенсите. Дисперсные карбиды и поля упругих напряжений между ними в мартенсите задерживают перемещение дислокаций и упрочняют сталь.

Анализ результатов измерения микротвердости (рисунок 4.6, таблица 4.5) показал, что оптимальной является температура отпуска 560 °С, при которой быстрорежущая сталь имеет повышенную микротвердость за счет выделения специальных карбидов V_2C и Mo_2C в количестве 6 % (таблица 4.4). Отпуск при более высокой температуре нагрева (600 °С) приводит к коагуляции карбидных частиц, их количество снижается, а размер увеличивается [44]. Это приводит к понижению микротвердости стали (рисунок 4.6 и таблица 4.5).

4.4. Влияние лазерной модификации и температуры отпуска на коэффициент трения

Результаты измерений коэффициента трения f представлены в таблице 4.6. Установлено, что лазерная модификация с плавлением поверхности и отпуск при температуре 560 °С в течение 5 минут снижают коэффициент трения до 15 %, что является положительным фактором для уменьшения износа.

Таблица 4.6. Значения коэффициента трения образцов быстрорежущей стали после лазерной модификации и отпуска

Температура отпуска, °С	f
Без лазерной модификации	0,12±0,01
200	0,12±0,01
300	0,11±0,01
400	0,12±0,01
500	0,11±0,01
560	0,10±0,01

4.5. Влияние лазерной модификации и температуры отпуска на износостойкость

Во время испытаний изнашивание образцов сопровождалось химической модификацией поверхности, связанной с процессами образования оксидных пленок и последующего их разрушения, о чем свидетельствуют результаты химического анализа продуктов износа и поверхностных слоев в зоне трения (таблицы 4.7 и 4.8).

Изображения продуктов износа и результаты рентгеноспектрального микроанализа продуктов износа образцов быстрорежущей стали представлены на рисунке 4.7 и в таблице 4.7.

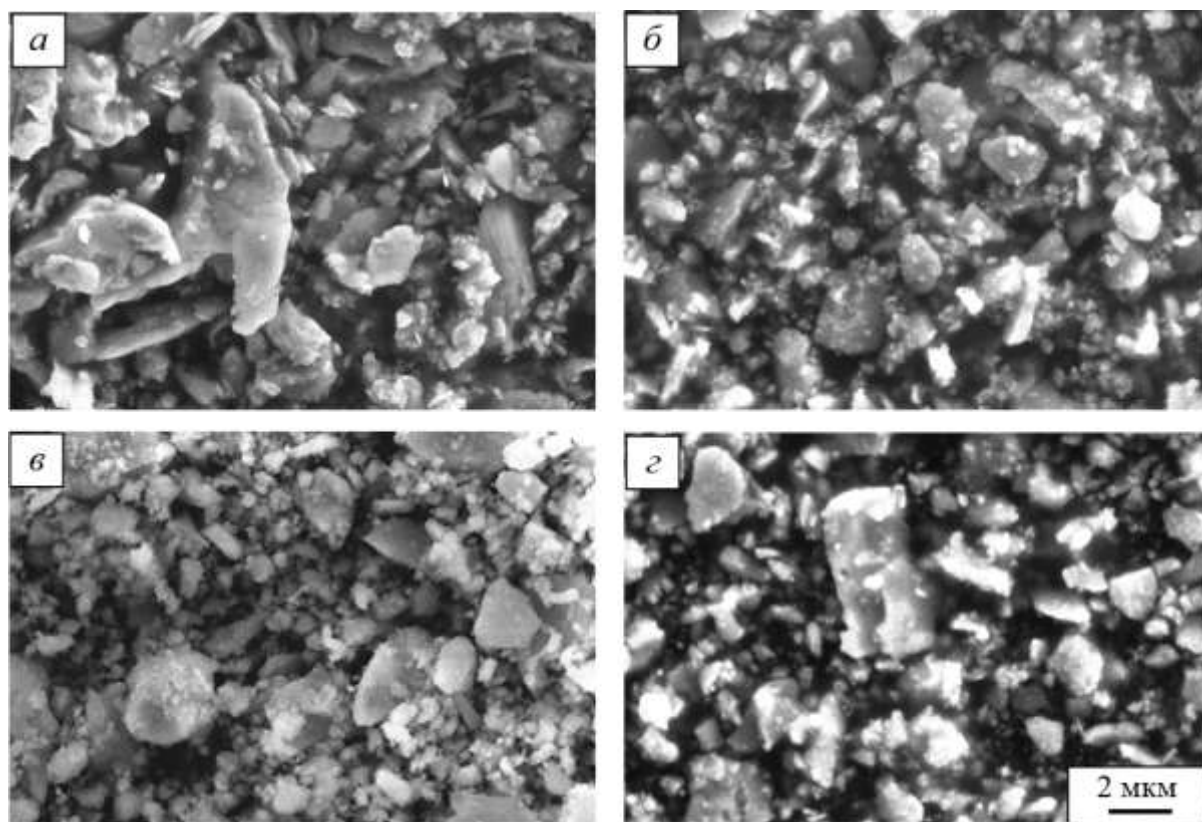


Рисунок 4.7 – РЭМ-изображение продуктов износа образцов быстрорежущей стали: а – лазерная модификация без отпуска, б – отпуск при температуре 520°C, в – 560 °C, г – 580 °C

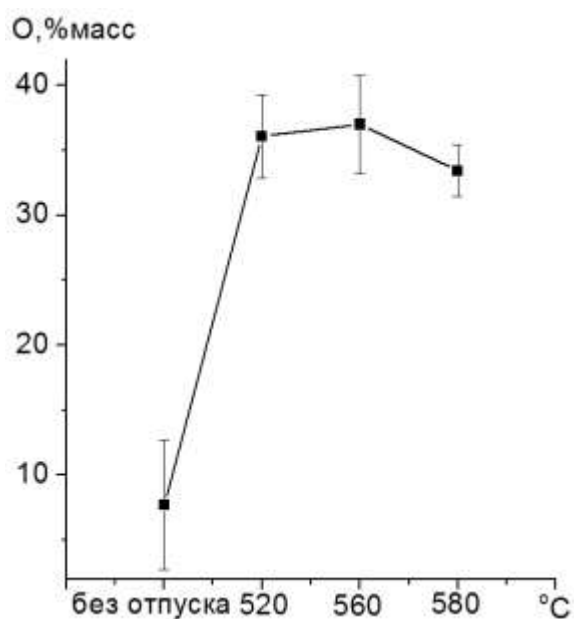
Следует отметить, что продукты износа образцов быстрорежущей стали после лазерного плавления и оптимальной температуры отпуска 560 °C (рисунок 4.7, в) содержат значительное количество частиц размером 1 мкм и меньше. В продуктах износа образцов без отпуска и отпущенных при других температурах в основном преобладают частицы размером 1...2 мкм.

Рентгеноспектральный анализ показал, что максимальное количество кислорода $37\pm 3\%$ содержится в продуктах износа при испытании образцов, отпущенных при температуре 560 °C. Повышение температуры отпуска до 580 °C приводит к снижению количества кислорода до $33\pm 2\%$ (рисунок 4.8).

Таблица 4.7. Химический состав продуктов износа (% масс.)

без отпуска						
№ спектра	O	V	Cr	Mo	W	Fe
1	13,74	1,58	2,71	5,90	5,71	ост.
2	1,35	0,90	2,79	–	–	ост.
3	8,04	1,56	3,23	–	4,26	ост.
отпуск 520 °C						
1	37,58	1,42	2,66	3,68	4,73	ост.
2	31,65	–	2,76	3,77	5,53	ост.
3	38,97	–	2,26	3,77	5,19	ост.
отпуск 560 °C						
1	34,93	1,43	2,70	3,65	4,90	ост.
2	42,33	1,86	2,04	4,21	5,20	ост.
3	33,60	1,82	2,20	4,02	4,47	ост.
отпуск 580 °C						
1	31,26	–	3,33	–	6,24	ост.
2	33,02	1,16	3,14	4,61	5,45	ост.
3	36,05	–	2,85	–	–	ост.

Рисунок 4.8 – Влияние температуры отпуска на количество кислорода в продуктах износа быстрорежущей стали



На рисунке 4.9 представлены РЭМ-изображения поверхностей трения быстрорежущей стали после лазерного плавления (верхний ряд) и кратковременного отпуска (нижний ряд). Прямоугольниками отмечены участки определения химического анализа. На поверхности трения образуются защитные пленки при взаимодействии контактирующих материалов с кислородом воздуха, которые со временем разрушаются. Субрельеф поверхностей трения обусловлен, в основном, наличием выглаженных участков, покрытых пленками, и участков с разрушившейся пленкой. Результаты химического анализа (таблица 4.8) подтвердили повышенное содержание кислорода в пленках. Места с разрушенными пленками на рисунке 4.9 выглядят более светлыми и содержат меньшее количество кислорода (спектры 1, 2 и 3).

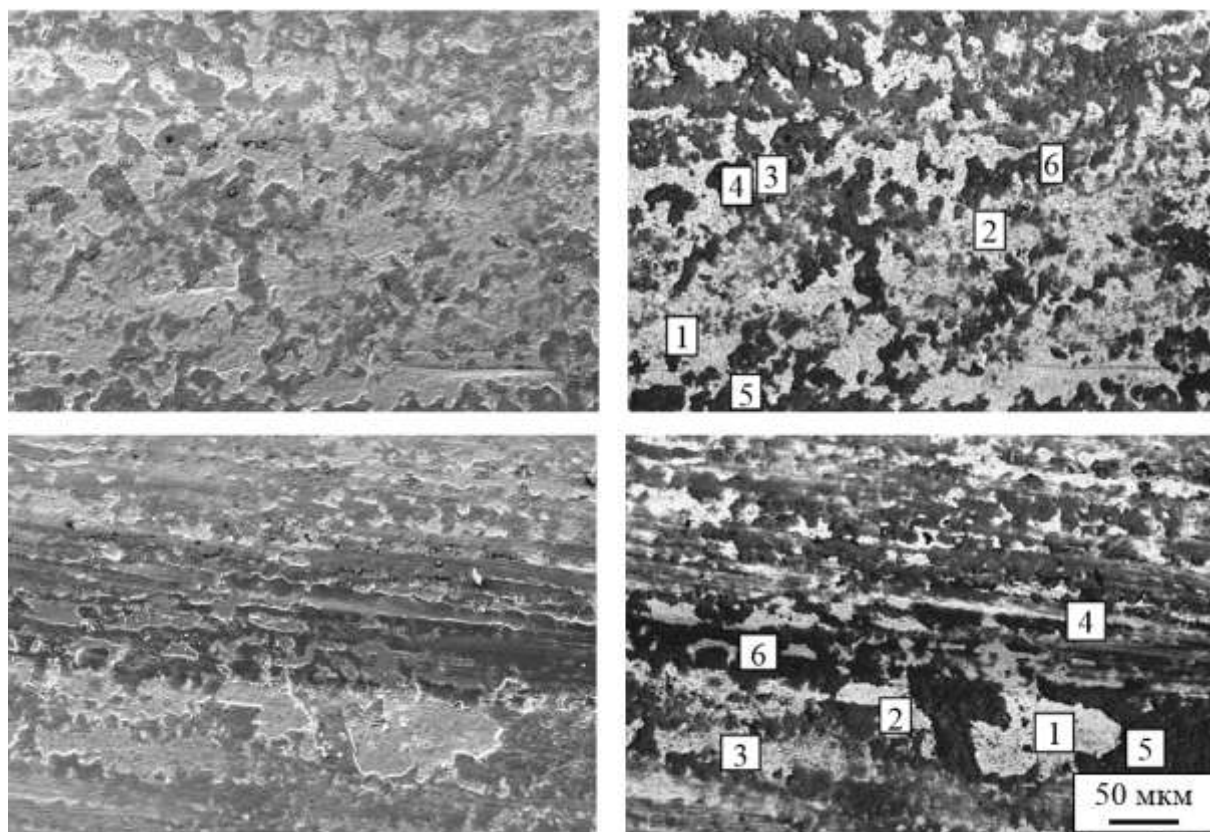


Рисунок 4.9. – РЭМ-изображения поверхностей трения: верхний ряд – после лазерной модификации, нижний – после лазерной модификации и кратковременного отпуска при температуре 560 °С

Изображения поверхностей трения, расположенные слева получены во вторичных электронах, что позволяет более эффективно выявлять особенности рельефа (морфологии). Изображения в правой части рисунка представляют собой те же поля зрения, но полученные детектированием обратно рассеянных электронов. Этот способ получения изображения позволяет с высокой эффективностью различать материал образцов, изображения обладают более высоким фазовым контрастом.

Таблица 4.8. Химический состав поверхности трения (% масс.)

Лазерная модификация						
№ спектра	O	V	Cr	Mo	W	Fe
1	12,26	1,51	3,32	5,69	6,84	ост.
2	7,70	1,51	3,52	-	7,14	ост.
3	5,35	1,56	3,64	-	8,04	ост.
4	33,31	0,97	2,54	4,52	5,45	ост.
5	29,12	1,12	2,93	-	5,83	ост.
6	24,97	1,33	3,17	-	6,07	ост.
Лазерная модификация и отпуск 560 °С						
1	6,42	1,98	4,24	6,01	7,05	ост.
2	9,14	2,03	4,31	-	7,45	ост.
3	8,52	1,72	3,90	5,42	6,94	ост.
4	20,68	1,51	3,56	4,72	5,40	ост.
5	36,86	1,22	2,68	-	4,99	ост.
6	33,31	1,37	2,61	3,95	4,47	ост.

В таблицах 4.9, 4.10 и 4.11 представлены результаты испытаний на изнашивание стальных образцов. Быстрорежущая сталь, модифицированная с помощью лазерной закалки из жидкой фазы без последующего отпуска, имеет износостойкость, сопоставимую со сталью после стандартной обработки.

Лучшие характеристики изнашивания получены на образцах, имеющих наименьшую химическую неоднородность структуры после лазерной закалки из жидкой фазы (таблица 4.9). При этом микротвердость стали повышается до 9597 ± 67 МПа.

Таблица 4.9. Характеристики изнашивания и микротвердость стали после лазерной модификации, выполненной на различных режимах

Характеристика	Стандартная обработка	Лазерная модификация			
		2,0 кВт, 15 мм/с	2,4 кВт, 15 мм/с	2,4 кВт, 25 мм/с	1,5 кВт, 25 мм/с
$u, 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{ч}$	1,7	1,9	1,1	1,6	2,5
$I_h, 10^{-9}$	3,0	3,7	1,9	3,0	3,5
$I_V, 10^{-15} \text{ м}^2$	2,0	2,2	1,3	1,9	2,8
$HV_{0,2}, \text{ МПа}$	8440±40	8830±35	9597±67	8889±53	8522±45

Таблица 4.10. Характеристики изнашивания стали после лазерной модификации и отпуска в течение 40 мин

Характеристика	Лазерная модификация без плавления поверхности	Лазерная модификация с плавлением поверхности, отпуск, °С						
		Без отпуска	150	200	300	400	500	560
$I_h, 10^{-9}$	1,9	3,5	5,6	3,1	3,3	4,6	2,4	0,6
$I_V, 10^{-15} \text{ м}^2$	1,4	2,8	3,7	1,8	2,9	2,7	2,2	0,2
$u, 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{ч}$	0,9	2,5	2,7	1,3	2,4	2,3	1,9	0,2

Таблица 4.11. Характеристики изнашивания стали после лазерной модификации и отпуска в течение 5 мин

Характеристика	Стандартная обработка	Лазерная модификация с плавлением поверхности, отпуск, °С						
		Без отпуска	200	520	540	560	580	600
$I_h, 10^{-9}$	8,6	7,9	8,9	6,1	6,1	3,1	5,8	6,0
$I_v, 10^{-15} \text{ м}^2$	4,1	5,2	4,7	3,6	2,6	1,2	3,1	3,0
$u, 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{ч}$	3,2	3,6	3,4	2,6	1,8	0,8	2,4	2,6

Известно, что в быстрорежущих сталях окончательный комплекс свойств формируется при отпуске за счет прохождения процессов дисперсионного твердения [44]. Отпуск при температуре 200 °С приводит к появлению в структуре стали карбидов типа M_3C , имеющих твердость, сопоставимую с твердостью мартенсита. После лазерной модификации и низкотемпературного отпуска характеристики изнашивания практически не изменились (таблица 4.11).

Процессы дисперсионного твердения с образованием специальных карбидов повышенной твердости проходят в быстрорежущих сталях при температурах отпуска 540...560 °С. Характеристики изнашивания образцов, отпущенных при этих температурах, снизились. По данным испытаний оптимальной является температура отпуска 560 °С.

Отпуск быстрорежущей стали при более высокой температуре нагрева (600 °С) приводит к коагуляции карбидных частиц, их количество снижается, а размер увеличивается. Это приводит к понижению износостойкости стали.

При лазерной модификации происходит растворение первичных карбидов в материале матрицы, что приводит к повышению эффективности использования легирующих компонентов вольфрама и молибдена в быстрорежущей стали и позволяет за счет этого повысить износостойкость. Согласно данным таблицы 3.10, износостойкость быстрорежущей стали после

лазерной модификации и отпуска при температуре 560 °С в 3,5 раза выше, чем после лазерной закалки без оплавления поверхности. Износостойкость стали после лазерной модификации и отпуска при температуре 560 °С в 3,2 раза выше по сравнению со стандартной обработкой.

4.6. Разработка способов модификации поверхности быстрорежущей стали, обеспечивающих повышение износостойкости

Для повышения износостойкости инструментов из быстрорежущей стали при лазерной модификации необходимо выполнять следующие условия.

- Лазерную обработку проводить с плавлением поверхности на требуемую глубину.
- Нагрев осуществлять достаточной длительности и интенсивности, чтобы обеспечить полное растворение первичных карбидов в металлической матрице.
- После растворения карбидов в жидкой фазе обеспечить высокую скорость охлаждения расплава для получения структуры пересыщенного твердого раствора с минимальной величиной внутридендритной ликвации. Для малоразмерного инструмента и деталей небольшого размера обеспечить дополнительный теплоотвод за счет их контакта с массивными металлическими плитами или водой.

На основании проведенных исследований можно сформулировать практические рекомендации выполнения лазерной модификации поверхностей трения быстрорежущей стали.

Для получения модифицированного слоя толщиной 0,3...0,5 мм, при выполнении лазерной закалки из жидкой фазы необходимо обеспечить плотность мощности непрерывного лазерного излучения 0,8...1,0 Вт/м². При этом время экспозиции, равное отношению диаметра пятна к скорости сканирования лазерного луча по поверхности стали должно быть 0,4...0,6 с, чтобы обеспечить полное растворение первичных карбидов в матрице.

Уменьшение времени экспозиции, например, за счет увеличения скорости сканирования лазерного луча приводит к неполному растворению карбидов и снижению эффективности лазерной модификации поверхности стали.

Способ модификации структуры поверхностных слоев быстрорежущей стали, включающий лазерную закалку из жидкой фазы и последующий кратковременный отпуск в печи (Патент РФ 2620656)

Разработан способ модификации поверхностных слоев быстрорежущей стали Р6М5, включающий объемную термообработку, состоящую из закалки и отпуска, лазерную закалку из жидкой фазы рабочих поверхностей, кратковременный отпуск путем нагрева изделия в печи в течение 5 минут при температуре 560°С и чистовую механическую обработку оплавленных поверхностей. Данный способ обеспечивает повышение износостойкости быстрорежущей стали до трех раз и уменьшение времени выполнения отпуска по сравнению со стандартной обработкой. На рисунке 4.10 показан график модификации поверхностей трения быстрорежущей стали Р6М5, обеспечивающий повышение износостойкости.

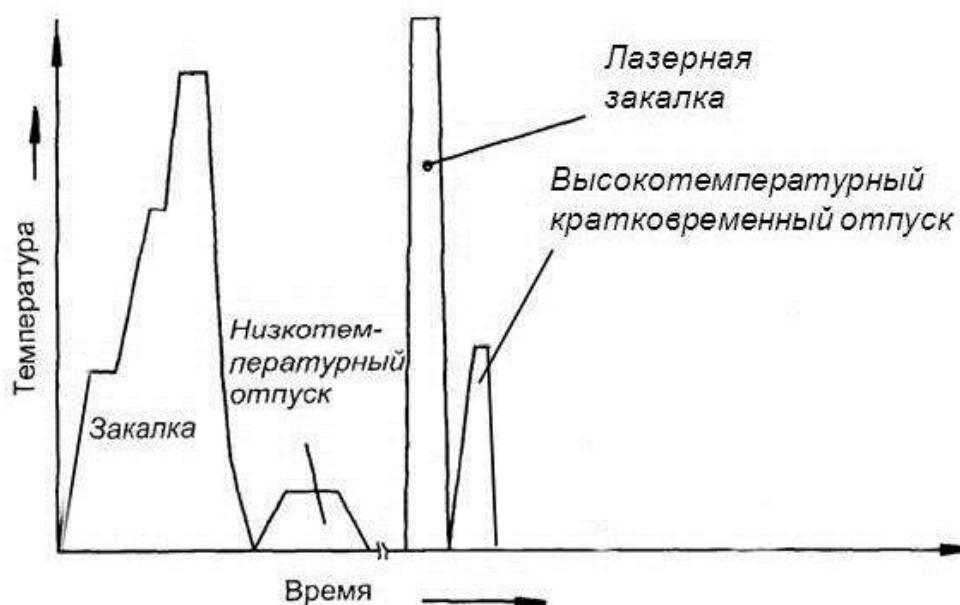


Рисунок 4.10 – График модификации быстрорежущей стали Р6М5 (Патент РФ 2620656)

При лазерной модификации быстрорежущей стали марки Р6М5 первичные карбиды растворяются в матрице. Это позволяет снизить возможность преждевременного выхода из строя инструмента из-за выкрашивания крупных карбидов, а также исключить ускорение износа за счет выхода на поверхность трения крупных карбидов, играющих роль дополнительного абразива при их выкрашивании. Повышение эффективности использования легирующих компонентов вольфрама и молибдена за счет растворения в металлической матрице первичных карбидов позволяет формировать более высокий комплекс эксплуатационных свойств модифицированного слоя при кратковременном отпуске при температуре 560 °С.

По сравнению со стандартной технологией упрочнения, повышенную микротвердость и износостойкость быстрорежущая сталь Р6М5 приобретает после лазерной модификации и кратковременного отпуска при температуре 560 °С. По результатам проведенных научных исследований получен Патент РФ 2620656 на изобретение.

Кратковременный отпуск при температуре 560 °С в печи рекомендуется проводить сразу после лазерной модификации, иначе со временем в модифицированном слое может произойти стабилизация остаточного аустенита, что затруднит его превращение в мартенсит при отпуске. Если на предприятии нет возможности выполнить отпуск в печи сразу после лазерной модификации, то его можно заменить лазерным отпуском, который выполняется на том же оборудовании, что и лазерная модификация.

Способ модификации структуры поверхностных слоев быстрорежущей стали, включающий лазерную закалку из жидкой фазы и последующий лазерный отпуск (Патент РФ 2566224)

Разработан способ модификации структуры поверхностных слоев быстрорежущей стали, включающий лазерную закалку из жидкой фазы и последующий лазерный отпуск. Лазерный отпуск выполняли с помощью

непрерывного излучения многоканального CO₂ лазера на режимах, обеспечивающих нагрев стали в интервале температур $A_{c1} \div 560^{\circ}\text{C}$, где A_{c1} – критическая температура, при которой в стали начинает формироваться аустенит.

По данным монографии [28] при скоростном отпуске закаленной стали происходят те же фазовые и структурные превращения, что и при медленном нагреве в печи. Так как лазерное воздействие кратковременно, отпуск можно проводить при температуре нагрева вплоть до точки A_{c1} .

Параметры тепловых полей при лазерной обработке можно достаточно удобно с погрешностью 10...15 % определять по аналитическим выражениям, которые представляют собой решения дифференциальных уравнений теплопроводности в линейной постановке [28]. Допускается, что коэффициенты теплофизических свойств не зависят от температуры. Для расчета максимально достижимой глубины лазерного отпуска z на оси пучка лазерного излучения использовали следующее выражение (4.2) [28]:

$$z = \left(\frac{4at}{\pi} \right)^{1/2} \frac{T_{\max} - T_{\min}}{T_{\max}}, \quad (4.2)$$

где T_{\max} и T_{\min} – максимальная и минимальная температуры нагрева, при которых идут процессы дисперсионного твердения; t – время действия источника тепла, a – температуропроводность обрабатываемого материала, м²/с.

Значение температуры T_{\max} ограничивали точкой A_{c1} . Для быстрорежущей стали марки Р6М5 $T_{\max} = 815^{\circ}\text{C}$ [44]. $T_{\min} = 560^{\circ}\text{C}$.

На рис. 4.11. представлены рентгенограммы стали Р6М5 после лазерной модификации, состоящей из закалки из жидкой фазы и лазерного отпуска.

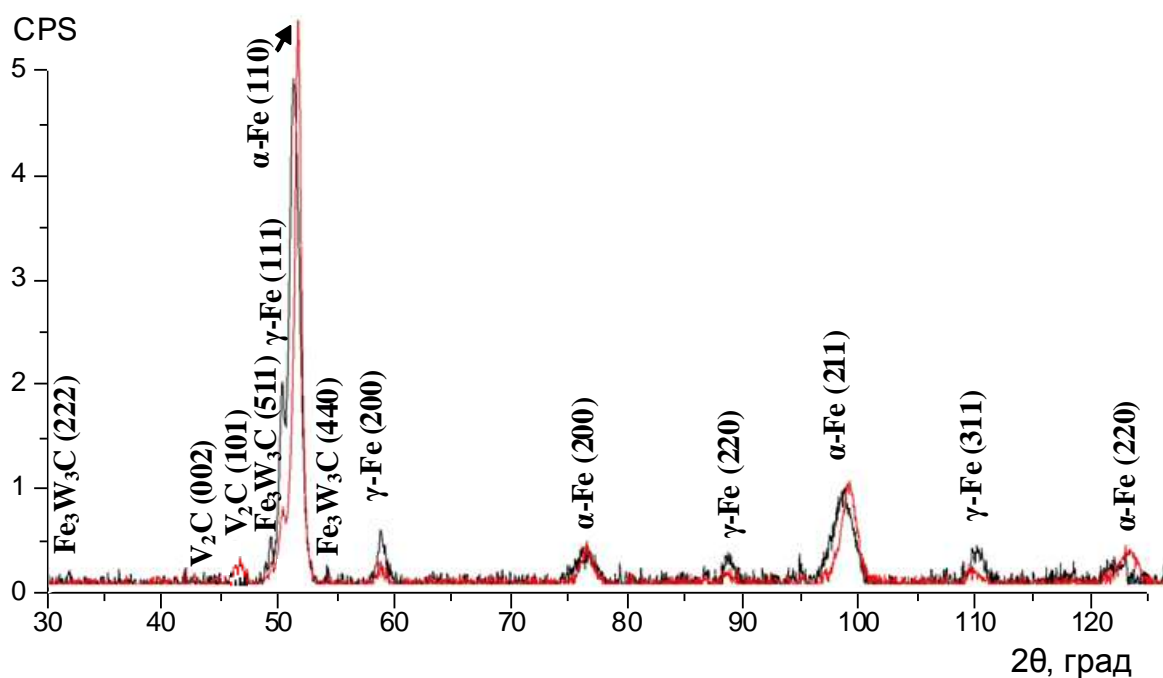


Рисунок 4.11 – Сравнение рентгенограмм образца стали Р6М5
после лазерной закалки (черный спектр)
и лазерной закалки и лазерного отпуска (красный спектр)

По данным рентгеноструктурного анализа при лазерном отпуске образовалось 4,7 об. % карбидов V_2C за счет прохождения процессов дисперсионного твердения. По результатам проведенных научных исследований получен Патент РФ 2566224 на изобретение.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Для повышения износостойкости поверхностей трения быстрорежущей стали лазерную модификацию необходимо выполнять на режимах, обеспечивающих полное растворение карбидов в металлической матрице. При высокоскоростной кристаллизации расплава необходимо формировать

микроструктуру пересыщенного твердого раствора с минимизированной концентрационной неоднородностью.

2. После лазерной модификации с плавлением поверхности сталь содержит 10...15% остаточного аустенита, что значительно меньше по сравнению со стандартной закалкой в масле (до 40 %). Плавление стали при лазерной модификации проходит только в поверхностном слое. Следовательно, сокращение длительности отпуска является рациональным шагом при разработке технологии модификации стали для повышения износостойкости.

3. Установлено, что лазерная модификация и отпуск при температуре 560 °С в течение 5 минут по сравнению со стандартной обработкой снижают коэффициент трения до 15 %, что является положительным фактором для уменьшения износа.

4. Износостойкость стали после лазерной модификации и отпуска при температуре 560 °С в 3,2 раза выше по сравнению со стандартной обработкой, состоящей из закалки и трехкратного отпуска.

5. Разработаны способы модификации быстрорежущих сталей, включающие лазерную закалку из жидкой фазы и последующий кратковременный отпуск (Патент РФ 2620656), (Патент РФ 2566224), позволяющие повысить износостойкость стали по сравнению со стандартной обработкой до трех раз.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ВЫВОДЫ

На основании проведенных исследований по влиянию структуры сплавов на закономерности изнашивания разработаны способы модифицирования контактных поверхностей лазерным излучением, повышающие их износостойкость до трех раз и впервые предложен критерий оценки износостойкости наплавленных покрытий по параметру микроструктуры – дендритному параметру d .

Основные научные результаты диссертации:

1. Показано, что лазерная модификация поверхности наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия влияет на дисперсность структуры. С повышением скорости охлаждения сплава при кристаллизации уменьшается величина дендритного параметра d и повышается микротвердость покрытия. Скорость изнашивания и объемная интенсивность изнашивания снижаются в 3,8...3,9 раз при уменьшении величины дендритного параметра d в 1,9 раза (с 8,04 мкм до 4,25 мкм). Покрытие после наплавки и последующей лазерной модификации на разных режимах имеет близкие значения коэффициента трения в исследованной области механических нагрузок от 0,49 до 3,92 мН, с повышением нагрузки величина коэффициента трения снижается по одинаковому закону. Характер зависимости коэффициента трения от нагрузки доказывает преобладание адгезионного взаимодействия пары трения наплавленное Ni-Cr-B-Si покрытие – сталь.

2. Для наплавленного Ni-Cr-B-Si покрытия получена линейная зависимость между дендритным параметром d и характеристиками изнашивания в исследуемой области значений d (от 4,25 до 8,04 мкм). Разработан способ получения износостойкого Ni-Cr-B-Si покрытия (Патент РФ 2693716), позволяющий формировать структуру, обеспечивающую требуемые триботехнические характеристики.

3. Впервые предложено величину дендритного параметра d использовать как критерий оценки износостойкости Ni-Cr-B-Si покрытий, по

которому можно предварительно определить свойства наплавленного покрытия до проведения испытаний на изнашивание. Величину дендритного параметра d рекомендуется определять по изображениям поверхности покрытия, без предварительной подготовки шлифов, т.к. благодаря высокотемпературному термическому травлению, происходящему во время высокоскоростной перекристаллизации поверхностного слоя при воздействии непрерывного лазерного излучения, дендритная структура хорошо выявлена.

4. Разработан инженерный метод оценки характеристик износостойкости Ni-Cr-B-Si покрытий после наплавки и лазерной модификации по величине дендритного параметра d . Метод заключается в определении значения параметра d по изображениям оплавленной лазерным излучением поверхности покрытия. По регрессионным зависимостям характеристик изнашивания от величины d определяются количественные значения характеристик изнашивания покрытия.

5. Установлены закономерности влияния лазерного модифицирования и последующего дисперсионного твердения на триботехнические характеристики быстрорежущей стали Р6М5. Показано, что после лазерного плавления поверхности и отпуска при температуре 560 °С в течение 5 минут сталь по сравнению со стандартной обработкой обладает в 3,2 раза более высокой износостойкостью. При этом коэффициент трения снижается до 15 %, что также является положительным фактором для уменьшения износа.

6. Разработаны способы лазерной модификации быстрорежущих сталей (Патент РФ 2620656), (Патент РФ 2566224), позволяющие повысить износостойкость. Эффект достигается благодаря полному растворению первичных карбидов в металлической матрице при лазерной модификации, что повышает эффективность использования легирующих элементов при дисперсионном твердении и формировании эксплуатационных свойств материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хрущов М.М. Абразивное изнашивание. / М.М. Хрущов, М.А. Бабичев. М.: Наука, – 1970. – 252 с.
2. Хрущов М.М. Износостойкость и структура твердых наплавов / М.М. Хрущов, М.А. Бабичев, Е.С. Беркович и др. М.: Машиностроение, – 1971. – 96 с.
3. Хрущов М.М. Трение, износ и микротвердость материалов: Избранные работы (к 120-летию со дня рождения) / Отв. ред. И.Г. Горячева. – М.: Красанд, 2012. – 512 с.
4. Крагельский И.В. Трение и износ /И.В. Крагельский. М.: Машиностроение. – 1968. – 480 с.
5. Костецкий Б.И. Поверхностная прочность материалов при трении / Б.И. Костецкий, И.Г. Носовский, А.К. Караулов и др. Киев: Техника. – 1976. – 296 с.
6. Мышкин Н.К. Трение, смазка, износ. /Н.К. Мышкин, М.И. Петроковец – М.: Физматлит. – 2007. – 368 с.
7. Колокольцев В.М. Абразивная износостойкость литых металлов и сплавов / В.М. Колокольцев, Н.М. Мулякко, К.Н. Вдовин, Е.В. Сеницкий. Под ред. В.М. Колокольцева. Магнитогорск: МГТУ, – 2004. – 228 с.
8. Машков Ю.К., Полещенко К.Н., Поворознюк С.Н., Орлов П.В. Трение и модифицирование материалов трибосистем. М.: Наука, – 2000. – 280 с.
9. Виноградов В.Н. Абразивное изнашивание / В.Н. Виноградов, Г.М. Сорокин, М.Г. Колокольников. М.: Машиностроение, – 1990. – 224 с.
10. Виноградов В.Н. Механическое изнашивание сталей и сплавов / В.Н. Виноградов, Г.М. Сорокин – М.: Недра, – 1996. – 364 с.
11. Сорокин Г.М. Основы механического изнашивания сталей и сплавов: учебное пособие. / Г.М. Сорокин, В.Н. Малышев. М.: Логос. – 2015. – 308 с.
12. Кащеев В.Н. Процессы в зоне фрикционного контакта металлов. М.: Машиностроение, 1978. 213 с.

13. Попов В.Л. Механика контактного взаимодействия и физика трения. От нанотрибологии до динамики землетрясений. – М.: Физматлит, 2013. – 352 с.
14. Сорокин Г.М. Обобщенный критерий оценки износостойкости и прочности сталей / Г.М. Сорокин, В.Н. Малышев, И.Б. Куракин // Трение и износ. – 2013. – Т. 34, – № 6. – С. 596-602.
15. Солдатенков И.А. Износоконтактная задача с приложениями к инженерному расчету износа. – М.: Физматкнига, 2010. – 160 с.
16. Кузьмин В.И. Износостойкие покрытия из никелевых сплавов, полученные с помощью сверхзвукового плазмотрона / В.И. Кузьмин, Н.А. Руденская, Н.В. Соколова, Д.В. Сергачев // Трение и износ. – 2017. – Т. 38. – № 5. – С. 467-474.
17. Фельдштейн Е.Э. Трибологические характеристики композиционных покрытий, сформированных лазерной наплавкой порошков никелевого самофлюсующегося сплава и бронзы / Фельдштейн Е.Э., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Журек Д., Михальски М., Девойно О.Г. // Трение и износ. – 2016. – Т. 37. – № 5. – С. 588-596.
18. Дмитриев А.И. Многоуровневое моделирование процессов трения и износа на основе численных методов дискретной механики и феноменологической теории / А.И. Дмитриев, А.Ю. Смолин, В.Л. Попов, С.Г. Псахье // Физическая мезомеханика. – 2008. – Т. 11. – №. 4. – С. 15-24.
19. Методы испытания на трение и износ: Справ. изд. /Л.И. Куксенова, В.Г. Лаптева, А.Г. Колмаков, Л.М. Рыбакова – М.: «Интернет Инжиниринг». – 2001. – 152 с.
20. Сорокин Г.М. Аспекты металловедения в природе механического изнашивания // Г.М. Сорокин, В.Н. Малышев // Трение и износ. – 2005. – Т. 26, – № 6. – С. 598-607.
21. Панин В.Е. Трибоконтат в парах трения как многоуровневая иерархически организованная система / В.Е. Панин, Ю.И. Почивалов, Д.Д. Моисеенко и др. // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13. – №. 6. – С. 27-34.

22. Буяновский И.А. Нанотрибология: некоторые тенденции развития / И.А. Буяновский, З.В. Игнатъева, М.М. Хрущов, и др. // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2008. – №. 1. – С. 39-43.
23. Дедков Г.В. Нанотрибология: экспериментальные факты и теоретические модели / Дедков Г.В. // Успехи физических наук. – 2000. – Т. 170. – №. 6. – С. 585-618.
24. Шейнман Е.Л. Абразивный износ. Обзор американской печати. Абразивная стойкость материалов //Трение и износ. – 2006. – Т. 27. – №. 1. – С. 110-122.
25. Афанасьева Л.Е. Лазерная наплавка покрытия NiCrBSiFe–WC с помощью многоканального лазера / Л.Е. Афанасьева, Г.В. Раткевич // Письма о материалах. – 2018. – Т. 8. – № 3. – С. 268-273.
26. Войнов Б.А. Износостойкие сплавы и покрытия / Б.А. Войнов – М.: Машиностроение, –1980. – 120 с.
27. Белый А.В. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев / А.В. Белый, Г.Д. Карпенко, Н.К. Мышкин – М.: Машиностроение, – 1997. – 208 с.
28. Григорьянц А.Г. Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров. М.: МГТУ. – 2006. – 664 с.
29. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. Под ред. В.Я. Панченко. М.:Физматлит, 2009, 664 с.
30. Гуреев Д.М. Механизмы фазовых превращений в железе и сталях при лазерном нагреве / Д.М. Гуреев, А.В. Камашев, С.В. Ямщиков. Самара: Из-во «Самарский университет», 1999. 164 с.
31. Астапчик С.А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С.А. Астапчик, В.С. Голубев, А.Г. Маклаков – Минск: Белорус. наука, – 2008. – 251 с.
32. Новиков В.В., Латышев В.Н. Модификация и упрочнение трущихся поверхностей лазерной обработкой. Иваново:ИвГУ, – 2000. – 119 с.

33. Югов В.И. Лазерное термоупрочнение – высокоэффективная технология ресурсосбережения // Лазер-Информ. – 2008. – № 23. – С. 1-8.
34. Югов В.И. Высокоэффективная технология ресурсосбережения: лазерная поверхностная обработка /В.И. Югов //Фотоника. – 2012. – № 4. – С. 12-20.
35. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 6. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. М.: Высшая школа. 1988. 159 с.
36. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2004. – Т. 47. – №. 8. – С. 65-80.
37. Брыков М.Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов //Трение и износ. – 2006. – Т. 27. – №. 1. – С. 105–109.
38. Воробьева, Г.А., Каратушин С.И., Леонов А.Ф. Основы лазерного термоупрочнения. СПб.:Изд-во БГТУ «Военмех», 2001. 47 с.
39. Shi G., Ding P., Liu J., Yin H., Wang J. Microstructure and properties of laser surface hardened M2 high speed steel //Acta metallurgica et materialia. 1995. V. 43. – №. 1. – P. 217-223.
40. Moore M.A. The relationship between the abrasive wear resistance, hardness and microstructure of ferritic materials //Wear. – 1974. – V. 28. – №. 1. – P. 59-68.
41. Hurricks P.L. Some metallurgical factors controlling the adhesive and abrasive wear resistance of steels. A review //Wear. – 1973. – V. 26. – №. 3. – P. 285-304.
42. Jeong D.H., Erb U., Aust K.T., Palumbo G. The relationship between hardness and abrasive wear resistance of electrodeposited nanocrystalline Ni–P coatings //Scripta Materialia. – 2003. – V. 48. – №. 8. – P. 1067-1072.
43. Kato K. Abrasive wear of metals //Tribology International. – 1997. – V. 30. – №. 5. – P. 333-338.
44. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.:Металлургия, 1983. 527 с.
45. Мартин Дж. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов: Пер. с англ. - М.: Metallurgia, 1983. 167 с.

46. Toyserkani E. Laser cladding. / E. Toyserkani, A. Khajepour, S.F. Corbin CRC press. – 2005. – 262 p.
47. Биргер Е.М. Промышленная лазерная наплавка: современное состояние и тенденции // Е.М. Биргер, Г.В. Москвитин, А.Н. Поляков, В.Е. Архипов // Сварочное производство. – 2009. – № 9. – С. 32-42.
48. Корешков Р.Н. Технологические особенности формирования структуры лазерных наплавов с использованием излучения мощных волоконных лазеров / Р.Н. Корешков, В.Н. Петровский, П.С. Джумаев, В.И. Польский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – №5. – С. 30-34.
49. Курьянинова Е.И., Ерофеев В.А. Оптимизация технологических параметров лазерно-порошковой наплавки на основе математического моделирования // Сварочное производство. – 2007. – №. 4. – С. 21-27.
50. Григорьянц А.Г., Мисюров А.И. Формирование наплавленных слоев с использованием лазерного импульсно-периодического излучения // Сварочное производство. – 2007. – №. 8. – С. 18-21.
51. Steen W.M. Laser surface treatment / W.M. Steen // Laser Material Processing. Springer, London. – 1998. – P. 218-271.
52. Малыгин Г.А. Пластичность и прочность микро-и нанокристаллических материалов / Г.А. Малыгин // Физика твердого тела. – 2007. – Т. 49. – №. 6. – С. 961-982.
53. Малыгин Г.А. Нарушение закона Холла-Петча в микро- и нанокристаллических материалах / Г.А. Малыгин // Физика твердого тела. – 1995. – Т. 37. – №. 8. – С. 2281-2292.
54. Игнатова О.Н. О существовании закона Холла-Петча в металлах / О.Н. Игнатова, А.В. Кальманов, А.Н. Малышев и др. // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16. № 6. С. 89-93.
55. Козлов Э.В. Зеренная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня / Э.В. Козлов, Н.А. Конева, Н.А. Попова // Физическая мезомеханика. 2009. Т. 12. № 4. С. 93-106.

56. Конрад Х. Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия. – 1973. – С. 205 с.
57. Narutani T., Takamura J. Grain-size strengthening in terms of dislocation density measured by resistivity //Acta metallurgica et materialia. – 1991. – V. 39. – №. 8. – P. 2037-2049.
58. Masumura R.A., Hazzledine P.M., Pande C. S. Yield stress of fine grained materials //Acta Materialia. – 1998. – V. 46. – №. 13. – P. 4527–4534.
59. Кайбышев О.А. Границы зерен и свойства металлов / О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев. – М.: Металлургия, – 1987. – 212 с.
60. Tsuji N., Ito Y., Saito Y., Minamino Y. Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing //Scripta Materialia. – 2002. – V. 47. – №. 12. – P. 893-899.
61. Ruppi S. Layer with controlled grain size and morphology for enhanced wear resistance. U.S. Patent No. 7,192,660. 20 Mar. 2007.
62. Rosenfield A.R. A dislocation theory approach to wear //Wear. – 1981. – V. 72. – №. 1. – P. 97-103.
63. Носкова Н.И., Волкова Е.Г. Исследование деформации методом «in situ» нанокристаллической меди //ФММ. – 2001. – Т. 91. – №. 6. – С. 100-107.
64. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния М.: Металлургия. 1982. 168 с.
65. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В. Упрочняющая обработка поверхности методом высокоскоростной лазерной перекристаллизации //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – №. 3. – С. 27-32.
66. Харанжевский Е.В. Физика лазеров, лазерные технологии и методы математического моделирования лазерного воздействия на вещество / Е.В. Харанжевский, М.Д. Кривилев // Под общ. ред. П.К. Галенко. Ижевск: Удмуртский университет. – 2011. – 188 с.
67. Elmadagli M., Perry T., Alpas A.T. A parametric study of the relationship between microstructure and wear resistance of Al–Si alloys //Wear. – 2007. – V. 262. – №. 1-2. – P. 79-92.

68. Патент РФ № 2150688. Способ определения коэффициента трения покоя поверхностных слоев материала / В.В. Измайлов, А.Ф. Гусев, И.Н. Нестерова, А.А. Иванова; опубл. 10.06.2000. Бюл. № 16.
69. ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002) Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. М.: Стандартиформ. 2013. 24 с.
70. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Metallurgy, 1976. 270 с.
71. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления: Справ. изд. М.: Metallurgy. 1988. 400 с.
72. Зенин Б.С. Современные технологии модифицирования поверхности и нанесения покрытий: Учебное пособие / Б.С. Зенин, Б.Б. Овечкин. Томск: ТПУ. – 2008. – 75 с.
73. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю. Роль упрочняющих фаз в сопротивлении абразивному изнашиванию NiCrBSi покрытий, сформированных лазерной наплавкой // Трение и износ. – 2017. – Т. 38. – № 4. – С. 311-318.
74. Badisch E., Mitterer C. Abrasive wear of high speed steels: influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance // Tribology International. – 2003. – V. 36. – №. 10. – P. 765-770.
75. Wei S., Zhu J., Xu L. Research on wear resistance of high speed steel with high vanadium content // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – V. 404. – №. 1-2. – P. 138-145.
76. Gant A.J., Gee M.G. Wear of tungsten carbide–cobalt hardmetals and hot isostatically pressed high speed steels under dry abrasive conditions // Wear. – 2001. – V. 251. – №. 1-12. – P. 908-915.
77. Lee J.H., Oh J.C., Park J.W., Lee H.C., Lee S. Effects of tempering temperature on wear resistance and surface roughness of a high speed steel roll // ISIJ international. – 2001. – V. 41. – №. 8. – P. 859-865.

78. Söderberg S., Hogmark S. Wear mechanisms and tool life of high speed steels related to microstructure //Wear. – 1986. – V. 110. – №. 3-4. – P. 315-329.
79. Чаус А.С. К вопросу износостойкости быстрорежущих сталей //Трение и износ. – 2008. – Т. 29. – №. 1. – С. 33-45.
80. Чаус А.С. Влияние условий эксплуатации литого металлорежущего инструмента на особенности его изнашивания и стойкость. Часть 1. Анализ условий работы инструментов / А.С. Чаус, Ф.И. Рудницкий //Трение и износ. – 2007. – Т. 28. – №. 5. – С. 449-456.
81. Макаров А.В. Влияние лазерной закалки и последующей термической обработки на структуру и износостойкость цементированной стали 20ХН3А / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева //Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 103. – №. 5. – С. 536-548.
82. Мацевитый В.М. Влияние лазерной обработки, карбонитрации и их сочетания с вакуумно-плазменным покрытием TiN на некоторые свойства стали Р6М5 / В.М. Мацевитый, И.Б. Казак., А.И. Спольник // Вопросы атомной науки и техники. – 2001. – №2. – С. 137-141.
83. Горынин В. Лазерное модифицирование трибологических свойств сталей и цветных сплавов / В. Горынин, С. Кондратьев, В. Попов //Фотоника. – 2010. –№. 3. – С. 26-32.
84. Фельдштейн, Е.Э., Корниевич М.А. Режущий инструмент. Эксплуатация. – М: ИНФРА-М. – 2012. – 256 с.
85. Кремнев Л.С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов оптимального состава // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 11. – С.18-28.
86. Кремнев Л.С., Виноградова Л.А., Онегина А.К., Сапронов И.Ю. Особенности состава, структуры и свойств быстрорежущих сталей для металлорежущего инструмента с ионно-плазменными покрытиями на основе нитрида титана // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – №1(679). – С. 4-9.
87. Кремнев Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А. Особенности

- превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2009. – №12. – С. 13-19.
88. Кремнев Л.С., Сапронов И.Ю. Ликвация легирующих компонентов сталей P6M5K5 и P6M5K5-МП и ее связь с их структурой и свойствами // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2013. – №11. – С. 3-8.
89. Benyounis K.Y., Fakron O.M., Abboud J.H. Rapid solidification of M2 high-speed steel by laser melting // *Materials and Design.* – 2009. – V. 30. – №.3. – P.674-678.
90. Ming-Jen H., Molian P. A. Cutting tool wear of laser-surface-melted high speed steels // *Wear.* 1988. V. 127. №. 3. P. 253-268.
91. Bochnowski W., Leitner H., Ebner R., Major B. Primary and secondary carbides in high-speed steels after conventional heat treatment and laser modification // *Materials Chemistry and Physics.* – 2003. – V. 81. – №. 2-3. – P. 503-506.
92. Bonek M., Dobrzanski L.A., Hajduczek E., Klimpel A. Structure and properties of laser alloyed surface layers on the hot-work tool steel // *J. Materials Processing Technology.* – 2006. – №175. – P. 45-54.
93. Патент РФ 2566224, МПК C21D 9/22, C21D 1/09, B23K 26/00, C21D 6/04 Способ упрочнения разделительного штампа / Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Барчуков Д.А., Зубков Н.С., Раткевич Г.В.; Заявл. 20.05.2014. Опубл. 20.10.2015. Бюл № 29.
94. Патент РФ 2620656, МПК C21D 9/22, C21D 1/09 Способ упрочнения инструмента из быстрорежущей стали / Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Новоселова М.В., Раткевич Г.В., Румянцев А.А.; Заявл. 24.02.2016. Опубл. 29.05.2017. Бюл № 16.
95. Ломаев Г.В. Упрочняющая обработка поверхности методом высокоскоростной лазерной перекристаллизации / Г.В. Ломаев, Е.В. Харанжевский // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2002. – №3. – С. 27-32.

96. Афанасьева Л.Е. Повышение износостойкости сталей с помощью закалки многоканальным лазером / Л.Е. Афанасьева, В.И. Югов // *Технология металлов*. – 2018. – № 3. – С. 23-26.
97. Bergant Z., Grum J. Quality improvement of flame sprayed, heat treated, and remelted NiCrBSi coatings // *Journal of thermal spray technology*. – 2009. – V. 18. – № 3. – P. 380-391.
98. Li Q., Zhang D., Lei T., Chen C., Chen W. Comparison of laser-clad and furnace-melted Ni-based alloy microstructures // *Surface and coatings technology*. 2001. – V. 137. – № 2-3. – P. 122–135.
99. Саврай Р.А. Контактная выносливость NiCrBSi покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки / Р.А. Саврай, А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2014. – № 4. – С. 43-51.
100. Макаров А.В. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой / А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – №3 (717). – С. 39-46.
101. Соболева Н.Н. Повышение износостойкости NiCrBSi покрытий, формируемых газопорошковой лазерной наплавкой: дисс. ... кандидата технических наук / Н.Н. Соболева // Екатеринбург. – 2016. – 190 с.
102. Соболева Н.Н. Влияние микроструктуры и фазового состава на трибологические свойства NiCrBSi лазерных покрытий / Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева, Н.А. Поздеева // *Известия Самарского научного центра РАН*. – 2011. – Т. 13. №4 (3). – С. 869-873.
103. Serres N. Microstructures of metallic NiCrBSi coatings manufactured via hybrid plasma spray and in situ laser remelting process / N. Serres, F. Hlawka, S. Costil, C. Langlade, F Machi. // *Journal of thermal spray technology*. – 2011. – V. 20. – № 1-2. – P. 336-343.

104. Serres N. Influence of salt fog aging tests on mechanical resistance of laser clad-coatings / N. Serres, N. Portha, F. Machi // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – V. 205. – P. 5330-5337.
105. Ming Q. Laser cladding of nickel-based hardfacing alloys / Q. Ming, L.C. Lim, Z.D. Chen // *Surface and Coatings Technology*. – 1998. – V. 106. – P. 174-182.
106. Navas C. Abrasive wear behavior of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings / C. Navas, R. Colaco, J. De Damborenea, R. Vilar // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – V. 200. – P. 6854-6862.
107. Fernández M. Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating / M. Fernández, M. Cadenas, R. González et al. // *Wear*. – 2005. – V. 259. – № 7-12. – P. 870-875.
108. González R. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser / R. González, M. Cadenas, M. Fernández et al. // *Wear*. – 2007. – V. 262. – № 3-4. – P. 301-307.
109. Hemmati I. Effects of the alloy composition on phase constitution and properties of laser deposited Ni-Cr-B-Si coatings / I. Hemmati, V. Ocelík, J.T.M. De Hosson // *Physics Procedia*. – 2013. – V. 41. – P. 302-311.
110. Houdková Š. Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies / Š. Houdková, E. Smazalová, M. Vostřák, J. Schubert // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – V. 253. – P. 14-26.
111. Miguel J.M. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes / J.M. Miguel, J.M. Guilemany, S. Vizcaino // *Tribology International*. – 2003. – V. 36. – P. 181-187.
112. Шевченко О.И. Влияние высокотемпературного нагрева на структуру покрытия H73X16C3P3, полученного плазменно-порошковой наплавкой / О.И. Шевченко, В.М. Фарбер, Г.Е. Трекин // *Известия ВУЗов. Черная металлургия*. – 1994. – №10. – С. 76-77.
113. Шевченко О.И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке / О.И. Шевченко. Нижний Тагил: НТИ(ф) УГТУ-УПИ. – 2006. – 290 с.

114. Шевченко О.И. Взаимосвязь структуры, фазового состава и служебных свойств рабочего слоя H73X16C3P3 валков, полученного плазменно-порошковой наплавкой / О.И. Шевченко, В.М. Фарбер, В.И. Журавлев и др. // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1995. – № 8. – С. 57-61.
115. Zhang X.C. Failure mode and fatigue mechanism of laser-remelted plasma-sprayed Ni alloy coatings in rolling contact / X.C. Zhang, B.S. Xu, F.Z. Xuan, et al. // Surface and Coatings Technology. – 2011. – V. 205. – P. 3119-3127.
116. Xu G. Characteristics of Ni-based coating layer formed by laser and plasma cladding processes / G. Xu, M. Kutsuna, Z. Liu, H. Zhang // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – V. 417. – P. 63-72.
117. Li Q. Comparison of laser-clad and furnace-melted Ni-based alloy microstructures / Q. Li, D. Zhang, T. Lei, et al. // Surface and Coatings Technology. – 2001. – V. 137. – P. 122-135.
118. Katsich C. Effect of carbide degradation in a Ni-based hardfacing under abrasive and combined impact/abrasive conditions / C. Katsich, E. Badisch // Surface and Coatings Technology. – 2011. – V. 206. – P. 1062-1068.
119. Wu P. Microstructural characterization and wear behavior of laser clad nickel-based and tungsten carbide composite coatings / P. Wu, C.Z. Zhou, X.N. Tang // Surface and Coatings Technology. – 2003. – V. 166. – P. 84-88.
120. Liyanage T. Microstructures and abrasive wear performance of PTAW deposited Ni–WC overlays using different Ni-alloy chemistries / T. Liyanage, G. Fisher, A.P. Gerlich // Wear. – 2012. – V. 274-275. – P. 345–354.
121. Badisch E. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide /E. Badisch, M. Kirchgaßner // Surface and Coatings Technology. – 2008. – V. 202. – P. 6016-6022.
122. Leech P.W. Comparison of abrasive wear of a complex high alloy hardfacing deposit and WC–Ni based metal matrix composite / P.W. Leech, X.S. Li, N. Alam // Wear. – 2012. – V. 294-295. – P. 380-386.

123. Chakraborty G. Study on microstructure and wear properties of different nickel base hardfacing alloys deposited on austenitic stainless steel / G. Chakraborty, N. Kumar, C.R. Das, et al. // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – V. 244. – P. 180-188.
124. Felgueroso D. Parallel laser melted tracks: Effects on the wear behavior of plasma-sprayed Ni-based coatings / D. Felgueroso, R. Vijande, J.M. Cuetos, et al. // *Wear*. – 2008. – V. 264. – P. 257–263.
125. Liu S. Dry sliding wear behavior and corrosion resistance of NiCrBSi coating deposited by activated combustion-high velocity air fuel spray process / S. Liu, X. Zheng, G. Geng // *Materials and Design*. – 2010. – V. 31. – P. 913–917.
126. Zhang H. Laser cladding of Colmonoy 6 powder on AISI316L austenitic stainless steel / H. Zhang, Y. Shi, M. Kutsuna, G.J. Xu // *Nuclear Engineering and Design*. – 2010. – V. 240. – P. 2691–2696.
127. Rodríguez J. An experimental study of the wear performance of NiCrBSi thermal spray coatings / J. Rodríguez, A. Martín, R. Fernández, J.E. Fernández // *Wear*. – 2003. – V. 255. – P. 950-955.
128. Kim H.-Y. Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings / H.-Y. Kim, S.-Y. Hwang, C.-H. Lee, P. Juvanon // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – V. 172. – P. 262–269.
129. Zhou S. Laser induction hybrid rapid cladding of WC particles reinforced NiCrBSi composite coatings / S. Zhou, X. Dai // *Applied Surface Science*. – 2010. – V. 256. – P. 4708–4714.
130. Sari N. Y. Improvement of wear resistance of wire drawing rolls with Cr–Ni–B–Si+WC thermal spraying powders / N. Y. Sari, M. Yilmaz // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – V. 202. – P. 3136-3141.
131. Егунов А.И. Коаксиальная лазерная газопорошковая наплавка композиционного сплава системы WC+NiCrBSi: влияние фазовых и структурных превращений на параметры качества покрытий / А.И. Егунов, Ю.А. Артеменко, М.Н. Путинцева, А.Е. Чирков // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2013. – №5 (101). – С.22-26.

132. Wang D. Investigation on the microstructure and cracking susceptibility of laser-clad $V_2O_5/NiCrBSiC$ alloy coatings / D.S. Wang, E.J. Liang, M.J. Chao, B. Yuan // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – V. 202. – № 8. P. 1371-1378.
133. Zikin A. High temperature wear of cermet particle reinforced NiCrBSi hardfacings / A. Zikin, M. Antonov, I. Hussainova et al. // *Tribology International*. – 2013. – V. 68. – P. 45-55.
134. Лебедев Д.И. Формирование структуры и свойств контактной поверхности порошковых покрытий системы Ni-Cr-B-Si с ультрадисперсными добавками / Д.И. Лебедев // Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Комсомольск-на-Амуре. – 2014. – 23 с.
135. Tan Y.-f. Tribological properties and wear prediction model of TiC particles reinforced Ni-base alloy composite coatings / Y.-f. Tan, L. He, X.-l. Wang, et al. // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2014. – V. 24. – P. 2566-2573.
136. Cai B. Tribological properties of Ni-base alloy composite coating modified by both graphite and TiC particles / B. Cai, Y.-f. Tan, Y.-q. Tu, et al. // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2011. – V. 21. – P. 2426-2432.
137. Bergant Z. Quality improvement of flame sprayed, heat treated, and remelted NiCrBSi Coatings / Z. Bergant, J. Grum // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2008. – V. 18 (3). – P. 380-390.
138. Kesavan D. The microstructure and high temperature wear performance of a nickel base hardfaced coating / D. Kesavan, M. Kamaraj // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – V. 204. – P. 4034-4043.
139. Skulev H. Modifications of phases, microstructure and hardness of Ni based alloy plasma coatings due to thermal treatment / H. Skulev, S. Malinov, P.A.M. Basheer, W. Sha // *Surface and Coatings Technology*. – 2004. – V. 185. – Is. 1. – P. 18-29.
140. Van Acker K. Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings / K. Van Acker, D. Vanhoyweghen, R. Persoons, J. Vangrunderbeek // *Wear*. – 2005. – V. 258. – P. 194-202.

141. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование композиционного покрытия NiCrBSi-TiC с повышенной абразивной износостойкостью методом газопорошковой лазерной наплавки // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – №. 11. – С. 38-44.
142. Liyanage T., Fisher G., Gerlich A.P. Microstructures and abrasive wear performance of PTAW deposited Ni–WC overlays using different Ni-alloy chemistries // Wear. – 2012. – V. 274. – P. 345-354.
143. Sari N.Y., Yilmaz M. Improvement of wear resistance of wire drawing rolls with Cr–Ni–B–Si+ WC thermal spraying powders // Surface and Coatings Technology. – 2008. – V. 202. – №. 13. – P. 3136–3141.
144. Huang S.W. Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers / S.W. Huang, M. Samandi, M. Brandt // Wear. – 2004. – V. 256. – P. 1095-1105.
145. Guo Ch. Effects of WC–Ni content on microstructure and wear resistance of laser cladding Ni-based alloys coating / Ch. Guo, J. Chen, J. Zhou, et al. // Surface and Coatings Technology. – 2012. – V. 206. – P. 2064-2071.
146. Tobar M.J. Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi–WC coatings on stainless steel / M.J. Tobar, C. Álvarez, J.M. Amado, et al. // Surface and Coatings Technology. – 2006. – V. 200. – P. 6313-6317.
147. Niranatlumpong P. Phase transformation of NiCrBSi–WC and NiBSi–WC arc sprayed coatings / P. Niranatlumpong, H. Koiprasert // Surface and Coatings Technology. – 2011. – V. 206. – P. 440-445.
148. Stewart S. Rolling contact fatigue of post-treated WC–NiCrBSi thermal spray coatings / S. Stewart, R. Ahmed, T. Itsukaichi // Surface and Coatings Technology. – 2005. – V. 190. – P. 171-189.
149. Martin A. Sliding wear behavior of plasma sprayed WC-NiCrBSi coating at different temperatures / A. Martin, J. Rodríguez, J.E. Fernández, R. Vijande // Wear. – 2001. – V. 251. – P. 1017-1022.
150. Alkemper J., Voorhees P. W. Three-dimensional characterization of dendritic microstructures // Acta materialia. – 2001. – V. 49. – №. 5. – P. 897–902.

МИНОБРНАУКИ РОССИИ

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение
высшего образования
«Тверской государственный технический
университет» (ТвГТУ)

Наб. А.Никитина, д.22, г.Тверь, 170026
Тел. (4822) 78-63-35, факс (4822) 52-62-92
E-mail: common@tstu.tver.ru
http://www.tstu.tver.ru

ОКПО 02068284, ОГРН 1026900533747,
ИНН/КПП 6902010135 / 695201001

19.11.19 № 98-09-1461

На № _____ от _____ 20__ г.



А.В. Твардовский

АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы
в учебный процесс

Настоящим подтверждается использование в учебном процессе результатов диссертационной работы на соискание ученой степени кандидата технических наук, выполненной Раткевичем Германом Вячеславовичем на кафедре «Технология металлов и материаловедение».

Результаты диссертационной работы используются при реализации дисциплин «Материаловедение», «Технология конструкционных металлов» и «Основы научно-исследовательской работы» в образовательных программах высшего образования по направлениям подготовки бакалавров 23.03.03 Эксплуатация транспортно-технологических машин и комплексов и 13.03.01 Теплоэнергетика и теплотехника; направлению подготовки магистров 15.04.05 Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств.

Начальник учебно-методического управления
к.т.н., доцент

/Коротков М. А./

Заведующий кафедрой «Технология металлов и
материаловедение», к.т.н., доцент

/Барзуков Д.А./



ТВЕРСКОЙ
ВАГОНОСТРОИТЕЛЬНЫЙ
ЗАВОД

ОАО «Тверской вагоностроительный завод»
170003, Россия, г. Тверь, Петербургское шоссе, д. 45-б
Тел.: +7 4822 79 39 00
Email: tvz@tvz.ru
www.tvz.ru

«УТВЕРЖДАЮ»

Главный сварщик

ОАО «Тверской вагоностроительный завод»

В.К. Мерков
«16» 01 2020

А К Т

Об использовании результатов
кандидатской диссертационной работы
Раткевича Германа Вячеславовича

Настоящим актом подтверждается, что результаты выполненной Раткевичем Германом Вячеславовичем на кафедре «Технология металлов и материаловедение» ФГБОУ ВО «Тверской государственной технической университет» диссертационной работы, а именно,

1. способы модификации быстрорежущей стали, включающие лазерную закалку из жидкой фазы и последующий кратковременный отпуск (Патент РФ 2620656), (Патент РФ 2566224), позволяющие повысить износостойкость стали;
2. способ получения наплавленного износостойкого Ni – Cr – B – Si покрытия, включающий в себя лазерную наплавку и последующее плавление поверхности непрерывным лазерным излучением с целью формирования структуры с меньшей величиной дендритного параметра d и высоким уровнем износостойкости (Патент РФ 2693716);
3. инженерный метод определения характеристик износостойкости покрытий состава Ni – Cr – B – Si по величине дендритного параметра d переданы на ОАО «Тверской вагоностроительный завод».

По нашему мнению, результаты диссертационной работы Раткевича Г.В., несомненно, имеют важное народно-хозяйственное значение.

Заместитель директора по сервису,
метрологии, стандартизации и
лабораторно-исследовательской
деятельности – главный метролог, к.т.н.

К.В. Татарницев

Начальник лаборатории сварки

А.В. Башарин